



# **Avaliação do Desempenho Mecânico de Materiais para Elementos Moldantes de Moldes Híbridos Produzidos por Tecnologias de Fabrico Aditivo**

Mestrado em Product Design Engineering

**Humberto Ponce Gonçalves Dias**

Leiria, março de 2023



# **Avaliação do Desempenho Mecânico de Materiais para Elementos Moldantes de Moldes Híbridos Produzidos por Tecnologias de Fabrico Aditivo**

Mestrado em Product Design Engineering

**Humberto Ponce Gonçalves Dias**

Dissertação de Mestrado realizada sob a orientação do Doutor Pedro Miguel Gonçalves Martinho, Professor Adjunto da Escola Superior de Tecnologia e Gestão do Instituto Politécnico de Leiria e coorientação do Doutor Artur Jorge dos Santos Mateus

Leiria, março de 2023



## **Originalidade e Direitos de Autor**

A/O presente dissertação/relatório de projeto é original, elaborada/o unicamente para este fim, tendo sido devidamente citados todos os autores cujos estudos e publicações contribuíram para a/o elaborar.

Reproduções parciais deste documento serão autorizadas na condição de que seja mencionado o Autor e feita referência ao ciclo de estudos no âmbito do qual foi realizado, a saber, Curso de Mestrado em Product Design Engineering, no ano letivo 2021/2022, da Escola Superior de Tecnologia e Gestão do Instituto Politécnico de Leiria, Portugal, e, bem assim, à data das provas públicas que visam a avaliação destes trabalhos.

**Nota:** Esta dissertação foi escrita por um estudante brasileiro, portanto, será comum encontrar variações linguísticas provenientes do português do Brasil.

## Dedicatória

*A minha querida mãe, que aos poucos se despede da vida levada pelo Alzheimer, mas sem nunca se esquecer de demonstrar o seu amor.*



# Agradecimentos

No final deste trabalho desejo expressar os meus sinceros agradecimentos a todas as pessoas que de algum modo contribuíram para a realização e concretização dele e em especial:

Ao orientador Doutor Pedro Miguel Gonçalves Martinho, pela sua orientação, dedicação, e disponibilidade prestada.

Ao coorientador Doutor Artur Jorge dos Santos Mateus, por todo o suporte, oportunas sugestões e pela análise crítica e cuidadosa deste trabalho.

Aos colegas de mestrado pela companhia, amizade e pelas trocas de conhecimentos ao longo do curso.

Aos meus pais, aos meus irmãos e amigos, pelo constante apoio e encorajamento para a realização do mestrado.

Um agradecimento especial ao Sergey Singov, o projetista que desenvolveu a Iro3D, por todo o seu suporte e divisão do conhecimento ao longo deste trabalho.

Por fim, quero expressar o meu profundo agradecimento a minha companheira de jornada, Karina Nascimento, por todo o amor, paciência, incentivo e dedicação, durante todos os momentos da realização do mestrado e particularmente deste trabalho.

*“O que fazemos na vida ecoa para eternidade”*

Maximus Decimus Meridius

## Resumo

No processo de infiltração para a produção de um postigo com canais conformáveis para moldes híbridos a ser utilizado na moldação por injeção, analisaram-se as tentativas de infiltração de cobre e bronze em provetes produzidos pela tecnologia de fabrico aditivo de deposição digital seletiva de pó (DDSP). Como pó da matriz base foram utilizados dois materiais: um aço inoxidável, o 16316D.04, e uma liga sem cromo em sua composição (W722). As tentativas de infiltração ocorreram em forno com atmosfera controlada, neste caso foram testadas atmosferas de hidrogénio e argônio, e em forno sem atmosfera controlada, neste caso foram utilizados eléctrodos de grafite para minimizar a oxidação nos materiais e foram testadas 3 disposições dos materiais no interior do forno. Tanto um forno quanto outro, foram testadas diferentes temperaturas e tempos até que fosse obtida estabilidade no processo de infiltração. Após esta estabilização, foram produzidos provetes que passaram por ensaios de dureza e tração. Por fim, com os resultados avaliados, realizou-se a infiltração de bronze para a produção do postigo.

**Palavras-chave:** Moldes Híbridos, Canais Conformáveis, Moldação por Injeção, Fabricação Aditiva, Deposição Digital Seletiva de Pó, Metal, Infiltração.



## **Abstract**

In the infiltration process to produce an insert with conformable cooling channels for hybrid molds to be used in injection molding, attempts were made to infiltrate copper and bronze in specimens produced by the additive manufacturing technology of Digital Selective Powder Deposition (DSPD). Two materials were used as base matrix powder: stainless steel, 16316D.04, and an alloy without chromium in its composition (W722). Infiltration attempts took place in a furnace with a controlled atmosphere, in this case hydrogen and argon atmospheres were tested, and in a furnace without a controlled atmosphere, in this case graphite electrodes were used to minimize oxidation in the materials and 3 dispositions of the materials inside of the furnace were tested. Both in one furnace and in another, different temperatures and times were tested until stability in the infiltration process was obtained. After this stabilization, specimens were produced that underwent hardness and tensile tests. Finally, with the results evaluated, bronze infiltration was carried out to produce the insert.

**Keywords:** Hybrid Molds, Conformable Cooling Channels, Injection Molding, Additive Manufacturing, Digital Selective Powder Deposition, Metal, Infiltration.



## **Lista de Símbolos e Nomenclaturas**

IPL – Instituto Politécnico de Leiria.  
AM - Additive Manufacturing.  
DSPD - Digital Selective Powder Deposition.  
CDRSP – Centro de Desenvolvimento Rápido e Sustentável  
CAD - Computer-Aided Design.  
RP - Rapid Prototyping.  
ASTM - American Society for Testing and Materials.  
PLA – Polylactic Acid  
RT – Rapid Tooling  
DDSP - Deposição Digital Seletiva de Pó  
Cu – Cobre  
Ni – Níquel  
Fe – Ferro  
CFC - Cúbica de face centrada  
HC – Hexagonal compacta  
ESTG – Escola de Tecnologia e Gestão  
STL – Stereolithography  
EDM – Electro Discharge Machining  
SLM – Selective Laser Melting  
HV – Dureza Vickers



## ÍNDICE

1. INTRODUÇÃO.....	18
1.1. Motivação e Objetivos da dissertação.....	18
1.2. Estrutura da dissertação.....	19
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	20
2.1. Moldes de Injeção de Plástico .....	20
2.2. Moldes Híbridos.....	21
2.3. Canais conformáveis de arrefecimento em moldes de injeção.....	22
2.3.1. Tipos de Canais de refrigeração.....	23
2.3.2. Canais de arrefecimento conformáveis.....	24
2.4. Fabricação Aditiva .....	25
2.4.1. Tecnologia Iro3D .....	25
2.5. Difusão .....	27
2.5.1. Introdução .....	27
2.5.2. Os Mecanismos dos Movimentos Atômicos.....	27
a) Difusão por Lacunas, Substitucional ou de vazio.....	30
b) Difusão Intersticial .....	30
c) Difusão em Anel .....	31
d) Autodifusão.....	31
2.5.3. Energia de Ativação.....	32
2.5.4. Distribuição de Energia Térmica.....	33
2.5.5. Gradiente de concentração.....	35
2.5.6. Coeficiente de Difusão Atômica.....	36
2.5.7. Primeira Lei de Fick.....	38
2.5.8. Segunda Lei de Fick.....	39
2.6. Metalurgia do pó.....	41
2.6.1. Sinterização.....	41
2.6.2. Sinterização na presença de fase líquida (SFL).....	44
2.6.3. Molhabilidade .....	44
2.6.4. Infiltração.....	46
2.6.5. Diagrama de Ellingham .....	47
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL .....	50
3.1. Materiais e métodos .....	50
3.1.1. Moagem .....	51
3.1.2. Peneiramento .....	52
3.1.3. Materiais utilizados na impressão e infiltração .....	53

3.1.4.	Otimização da máquina e processo de deposição de materiais.....	55
3.1.5.	Cadinho .....	67
3.1.6.	Corte do Material de infiltração .....	68
3.1.7.	Preparo para o cozimento.....	68
a)	Preparativos para o cozimento em forno com atmosfera controlada.....	69
b)	Preparo para o cozimento em forno sem atmosfera controlada .....	69
3.1.8.	Cozimento .....	74
a)	Experiências no forno com atmosfera controlada .....	74
b)	Experimentos em forno com atmosfera não controlada .....	76
3.1.9.	Processamento de acabamento (Limpeza e Retificação) .....	77
4.	RESULTADOS .....	79
4.1.	Forno com atmosfera controlada .....	79
4.1.1.	Bronze em atmosfera de argônio.....	79
4.1.2.	Cobre na atmosfera de hidrogénio.....	80
4.1.3.	Testes com diferentes materiais para avaliar o uso de um novo material base e temperaturas de fusão dos infiltrantes.....	83
4.1.4.	Teste de infiltração de cobre em uma amostra de W722 .....	85
4.1.5.	Primeiro provete parcialmente infiltrado.....	86
4.2.	Forno com atmosfera não controlada .....	87
4.2.1.	Produção dos provetes em cobre .....	87
4.2.2.	Produção de provetes em bronze .....	90
4.3.	Ensaio Mecânicos.....	92
4.3.1.	Ensaio de dureza .....	92
4.3.2.	Ensaio de tração.....	96
4.4.	Produção do inserto com canais conformáveis.....	104
4.4.1.	Digitalização do postigo .....	108
4.4.2.	Comparação entre as dimensões do postigo produzido e o CAD original.	109
5.	CONCLUSÕES E DESENVOLVIMENTOS FUTUROS.....	112
5.1.	Considerações finais .....	112
6.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	114
7.	ANEXOS.....	117
	ANEXO A – Tabela de conversão entre escalas de dureza.....	117
	ANEXO B – Gráficos Tensão x Deformação para os provetes de bronze .....	119
	ANEXO C – Gráficos Tensão x Deformação para os provetes de cobre .....	124



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1: Conceito de moldes híbridos (Pouzada, 2015).....	21
Figura 2: Canais de arrefecimento paralelos (Park & Dang, 2012).....	23
Figura 3: Canais de refrigeração em série (Park & Dang, 2012). ....	24
Figura 4: Canais de arrefecimento conformáveis (Park & Dang, 2012).....	24
Figura 5: Moldes com canais de arrefecimento conformáveis (Mayer, 2009).....	25
Figura 6: Máquina Iro3D (Tavares, 2020). ....	26
Figura 7: Sistema cobre-níquel antes de ser submetido a um tratamento térmico a temperatura elevada (Callister, 2016). ....	28
Figura 8: Representação esquemática das localizações dos átomos de Cu (vermelho) e Ni (azul) no interior do par de difusão (Callister, 2016). ....	28
Figura 9: Um par de difusão cobre-níquel após ser submetido a um tratamento térmico a temperatura elevada, mostrando a zona de difusão com formação de liga (Callister, 2016). ....	28
Figura 10: Representação esquemática das localizações dos átomos de Cu (vermelho) e Ni (cinza) no interior do par de difusão (Callister, 2016).....	29
Figura 11: Perfil de concentração e posição para o níquel e o cobre (Callister, 2016). 29	
Figura 12: Representação esquemática da difusão por lacunas (Callister, 2016). ....	30
Figura 13: Representação esquemática da difusão intersticial (Callister, 2016).....	31
Figura 14: Mecanismo de difusão em anel. (a) Três átomos; (b) Quatro átomos (Van Vlack, 1977).....	31
Figura 15: Gráfico da variação energética do átomo durante o movimento no processo de difusão por lacunas (Van Vlack, 1977).....	32
Figura 16: Gráfico da variação energética do átomo durante o movimento no processo de difusão intersticial (Van Vlack, 1977). ....	33
Figura 17: Distribuição estatística dos níveis de energia atômica em função do número de átomos para diferentes temperaturas (Van Vlack, 1977).....	34
Figura 18: Probabilidade da fração de átomos com energia acima da energia de ativação (Van Vlack, 1977). ....	34

Figura 19: Representação da difusão atômica em função do gradiente de concentração (Van Vlack, 1977). .....	36
Figura 20: Fluxo de átomos por um plano de área unitária (Askeland & Wright, 2016).38	
Figura 21: Variação da concentração para diferentes tempos (Askeland & Wright, 2016). .....	40
Figura 22: Estágio do processo de sinterização (German, 2005). .....	43
Figura 23: Alguns mecanismos de transporte que ocorrem na sinterização (Thümmeler & Oberacker, 1993). .....	44
Figura 24: Interface líquido-metal em nível atômico (Saito, et. Al).....	45
Figura 25: Relação entre a molhabilidade e o ângulo de contacto (German; Suri; Park, 2008). .....	45
Figura 26: Diagrama de Ellingham (Diagrama de Ellingham. em: Wikipédia).....	49
Figura 27: MGS SRL 1800-2. Fonte: CDRSP-IPLeia, Portugal. ....	52
Figura 28: MGS SRL SHAKER-07. Fonte: CDRSP-IPLeia, Portugal. ....	53
Figura 29: Ilustração da vista superior da Iro3D (Adaptado de Tavares, 2020). .....	56
Figura 30: Representação da sílica com diferentes tonalidades como caracterização das funções de cada bico no processo de impressão. ....	57
Figura 31: (a) Vareta; (b) motor elétrico de rotação acoplado à coroa. ....	57
Figura 32: Peso sobre a coroa da engrenagem .....	58
Figura 33: Representação do bico empenado.....	59
Figura 34: Representação de bico novo impresso em PLA.....	59
Figura 35: Representação do processo de realinhamento da máquina.....	60
Figura 36: Processo de realinhamento da máquina no Software. ....	61
Figura 37: Processo de realinhamento da máquina com auxílio de microscópio eletrônico.....	61
Figura 38: Processo de realinhamento da máquina. ....	62
Figura 39: Representação da impressão após o realinhamento da máquina .....	62
Figura 40: Proposta com acoplamento de motores vibratórios.....	63
Figura 41: Proposta alternativa com fonte.....	63

Figura 42: Impressão após implementação de melhorias. ....	65
Figura 43: Dimensões do provete para ensaio de tração de acordo com a ASTM E8/E8M – 16a, 2016 . ....	66
Figura 44: CAD produzido para a impressão dos provetes .....	66
Figura 45: Representação da trajetória gerada pelo slicer. ....	66
Figura 46: Modelo de cadinho utilizado.....	67
Figura 47: Serrote utilizado no processo.....	68
Figura 48: Representação do preparativo do processo de infiltração.....	69
Figura 49: Configuração 1 para teste no forno sem atmosfera controlada. ....	70
Figura 50: Resultado de teste com a configuração 1. ....	71
Figura 51: Massa Refratária para temperaturas até 1500 °C .....	71
Figura 52: Configuração 2 para teste no forno sem atmosfera controlada. ....	72
Figura 53: Resultado de teste com a configuração 2. ....	72
Figura 54: Configuração 3 para teste no forno sem atmosfera controlada. ....	73
Figura 55: Resultado de teste com a configuração 3. ....	73
Figura 56: Representação do forno Termolab modelo Vácuo Ref. 304/20.....	74
Figura 57: Representação da temperatura de fusão em relação ao tempo. ....	75
Figura 58: Representação da temperatura de fusão em relação ao tempo. ....	75
Figura 59: Forno Termolab modelo HOB 304/20 (Fonte: CDRSP-IPLeiria, Portugal)...	76
Figura 60: Engenho de furar TRU TT – 16TIF (Fonte: CDRSP-IPLeiria, Portugal).....	77
Figura 61: Esmeril modelo Quantum doppelschleifer QMS150 (Fonte:CDRSP-IPL)...	78
Figura 62: (a) Bronze não infiltrado; (b) Pó do metal base 16316D.04 não infiltrado pelo Bronze. ....	80
Figura 63: Cobre com atmosfera de hidrogénio – (a) 1100°C, (b)1150°C e (c)1200°C.81	
Figura 64: Corte do cobre mostra ocorrência de bolhas de ar.....	82
Figura 65: A 1250°C em atmosfera de hidrogénio o cobre não fundiu e o 16316D.04 sinterizou. ....	82
Figura 66: Amostra de Cobre ETP (EN 13 601) após o experimento. ....	83
Figura 67: Cobre LPW technology após o experimento. ....	84

Figura 68: W722 após o experimento. ....	85
Figura 69: Corte na amostra na qual foi realizada a infiltração do cobre na liga W722	86
Figura 70: Primeiro provete em W722 infiltrado parcialmente por cobre da LPW.....	86
Figura 71: Região aproximada da infiltração no provete. ....	87
Figura 72: Gráfico do ciclo de temperatura do cobre no forno com atmosfera não controlada.....	88
Figura 73: Penetração parcial de cobre para 10 horas de exposição a 1150°C. ....	89
Figura 74: Provetes em cobre.....	89
Figura 75: Penetração parcial de bronze para 8 horas de exposição a 1050°C. ....	90
Figura 76: Gráfico do ciclo de temperatura do bronze no forno com atmosfera não controlada.....	91
Figura 77: Provetes em bronze.....	91
Figura 78: Máquina DuraVision G520/30 utilizada para testes de dureza. ....	92
Figura 79: Ensaio de microdureza. ....	93
Figura 80: Identação realizada em um provete de Bronze.....	93
Figura 81: Gráficos sobrepostos Tensão (MPa) x Deformação Específica para os provetes infiltrados em bronze. ....	101
Figura 82: Gráficos sobrepostos Tensão (MPa) x Deformação Específica para os provetes infiltrados em cobre.....	101
Figura 83: Representação ampliada da secção fraturada do corpo de prova infiltrado por bronze. ....	102
Figura 84: Representação ampliada da secção fraturada do corpo de prova infiltrado por cobre. ....	102
Figura 85: Representação ampliada de bolhas apresentadas em alguns provetes de cobre. ....	103
Figura 86: Representação ampliada da secção de bolha apresentada no provete de bronze. ....	103
Figura 87: CAD do inserto com canais conformáveis.....	104
Figura 88: Impressão do inserto com canais conformáveis.....	104
Figura 89: Postiço logo após ser removido do interior do cadinho. ....	105

Figura 90: Postilo impresso em W722 e infiltrado por bronze. ....	105
Figura 91: Postilo impresso em W722 e infiltrado por bronze. ....	106
Figura 92: Postilo impresso em W722 e infiltrado por bronze. ....	106
Figura 93: Base da peça retificada, possibilitou a visualização dos furos de fixação..	107
Figura 94: No corte transversal realizado no postigo é possível verificar a existência de canais conformáveis. ....	107
Figura 95: Canal de refrigeração conformável com demasiado detalhe para ser impresso pela Iro3D.....	108
Figura 96: Registo da digitalização e do spray utilizado na preparação do postigo para o este procedimento. ....	109
Figura 97: Arquivo em STL do postigo produzido após o processo de digitalização. .	109
Figura 98: Vista 1 do mapa de desvio entre o postigo produzido e o CAD .....	110
Figura 99: Vista 2 do mapa de desvio entre o postigo produzido e o CAD .....	110
Figura 100: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete A em bronze. ....	119
Figura 101: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete B em bronze. ....	119
Figura 102: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete C em bronze. ....	120
Figura 103: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete D em bronze. ....	120
Figura 104: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete E em bronze. ....	121
Figura 105: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete F em bronze. ....	121
Figura 106: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete G em bronze. ....	122
Figura 107: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete H em bronze. ....	122
Figura 108: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete I em bronze. ....	123

Figura 109: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete J em bronze. ....	123
Figura 110: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete A em cobre. ....	124
Figura 111: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete B em cobre. ....	124
Figura 112: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete C em cobre. ....	125
Figura 113: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete D em cobre. ....	125
Figura 114: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete E em cobre. ....	126
Figura 115: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete F em cobre. ....	126
Figura 116: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete G em cobre. ....	127
Figura 117: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete H em cobre. ....	127
Figura 118: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete I em cobre. ....	128
Figura 119: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete J em cobre. ....	128



## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1: Valores de Q e Do nos variados sistemas de difusão (Askeland & Wright, 2016). .....	38
Tabela 2: Composição química do pó de aço inox 16316D.04 fornecida pelo fabricante (Castolin Eutectic).....	54
Tabela 3: Composição química do pó W722 fornecida pelo fabricante (Bölher).....	54
Tabela 4: Composição química do cobre fornecida pelo fabricante (MetalCobre).....	55
Tabela 5: Composição química do cobre fornecida pelo fabricante (LPW Technology).....	55
Tabela 6: Composição química do bronze fornecida pelo fabricante (MetalCobre).....	55
Tabela 7: Massa dos materiais depositados pelos bicos. Para os bicos 0 e 2, t=1000 s; para os bicos 1 e 3, t=200 s.....	64
Tabela 8: Dureza Vickers para os provetes infiltrados por cobre.....	94
Tabela 9: Dureza Vickers para os provetes infiltrados por bronze.....	95
Tabela 10: Dimensões de largura da secção dos provetes infiltrados por Cobre. ....	97
Tabela 11: Dimensões de altura da secção dos provetes infiltrados por Cobre. ....	97
Tabela 12: Dimensões das áreas das secções dos provetes infiltrados por Cobre.....	98
Tabela 13: Dimensões de largura da secção dos provetes infiltrados por Bronze.....	98
Tabela 14: Dimensões de altura da secção dos provetes infiltrados por Bronze.....	99
Tabela 15: Dimensões das áreas das secções dos provetes infiltrados por Bronze. ...	99



## **1. INTRODUÇÃO**

O constante desenvolvimento tecnológico e o aumento da exigência do mercado têm conduzido à diminuição do ciclo de vida do produto. A constante procura de diferenciação por parte das empresas, seja na fase de desenvolvimento ou na conceção final de produtos, tem-se revelado o grande objetivo/desafio. Para isso, o acesso a produções unitárias ou de pequenas séries torna-se fundamental no processo de desenvolvimento de novos produtos. Deste modo, é necessário recorrer a técnicas e materiais alternativos que possibilitem às empresas aceder, numa fase inicial, a modelos que permitam a realização de testes de funcionalidade e avaliação de design. Para sustentar este desenvolvimento a indústria passou a se apoiar no conceito Rapid Tooling (RT), que basicamente consiste na produção, através de processos não convencionais, de ferramentas que aceleram os processos de fabricação destas séries reduzidas. Uma das consequências deste processo, foi a criação de moldes híbridos, que passaram a combinar os processos de maquinação convencionais e as tecnologias de RT. Por serem produzidos com materiais alternativos, isto é, materiais menos resistentes dos que os usados convencionalmente (alumínio ou aço), estes moldes adquirem propriedades térmicas e mecânicas inferiores quando comparadas às de um molde convencional. Desta forma, torna-se importante desenvolver soluções que auxiliem na melhora deste processo, e uma alternativa é a utilização de canais conformáveis, que permite regular de maneira eficaz a temperatura dos moldes.

### **1.1. Motivação e Objetivos da dissertação**

A presente dissertação surge com o propósito de estudar a aplicação da tecnologia de fabrico aditivo de deposição digital seletiva de pó (DDSP) na produção de um postigo com canais conformáveis para moldes híbridos a ser utilizado na moldação por injeção.

O objetivo deste relatório consiste em apresentar o trabalho desenvolvido para a elaboração da tese de mestrado de Product Design Engineering.

Para o concretizar foi organizado um plano de trabalhos com os seguintes objetivos:

- Implementar melhorias na máquina de deposição Iro3D, de acordo com os varrimentos que seriam aplicados no projeto, no caso, sílica não esférica e pós de granulometrias muito baixas.

- Investigar a capacidade de infiltração de cobre e bronze nos materiais que seriam utilizados como pó base.
- Estudos das variáveis do processo: atmosferas utilizadas, tempo de exposição, condições de temperatura, entre outras que eventualmente pudessem surgir.
- Produzir provetes para serem avaliados em ensaios mecânicos.
- Produzir um postigo com canais conformáveis após obter estabilidade no processo.
- Obter um banco de dados e resultados que pudesse colaborar com projetos futuros.

## **1.2. Estrutura da dissertação**

O trabalho encontra-se estruturado em cinco capítulos de acordo com os objetivos supracitados.

No Capítulo 1 são apresentadas as considerações iniciais bem como o seu enquadramento. Também são expostos os objetivos e a motivação da dissertação e a organização escrita do documento.

No Capítulo 2 é feita uma revisão bibliográfica onde se procura reunir informação sobre moldes de injeção em plásticos, canais de refrigeração conformáveis, metalurgia do pó e processos termodinâmicos.

No Capítulo 3 é feita uma descrição do trabalho experimental, a iniciar pela melhoria do equipamento e ajustes utilizados para confecção dos provetes e postigo, testes realizados com diferentes configurações, materiais e equipamentos utilizados, além das justificações de adaptações e escolhas que foram sendo feitas ao longo do trabalho com base nos resultados obtidos.

No Capítulo 4 são apresentados e discutidos os resultados obtidos na fase experimental, incluindo detalhes do processo de desenvolvimento do trabalho e suas variáveis.

No Capítulo 5 são apresentadas as principais conclusões sobre o estudo realizado, e propostas de desenvolvimentos futuros sobre esta temática.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1. Moldes de Injeção de Plástico

Os moldes de injeção tornaram-se, com o passar dos anos, os mais utilizados na indústria de processamento de polímeros. Uma indústria que abastece os mais diversos mercados consumidores, nomeadamente, embalagens, automóveis, construção civil e materiais eléctricos e electrónicos.

A conceção dos primeiros moldes para injeção de plásticos teve início no século XIX, nos Estados Unidos, quando os irmãos Hyatt patentearam, em 1872, a tecnologia da primeira máquina de injeção. Uma grande evolução prosseguia-se ao longo do século XX, tendo como marcos três eventos: nos anos 40 produziu-se a primeira máquina hidráulica, já em 1951 foi a vez da máquina de parafuso alternativo e, por fim, em 1988 obteve-se a primeira máquina eléctrica (CENTIMFE, 2003).

Numa explicação simplista, pode-se dizer que um molde de injeção consiste num conjunto de sistemas funcionais capaz de materializar a peça de plástico que se deseja produzir num espaço definido pela bucha e pela cavidade, designado de impressão. Esse plástico é injetado fundido em condições controladas, onde outros sistemas irão garantir a qualidade dimensional e estrutural das peças produzidas. Esses sistemas funcionais consistem na *estrutura*, que irá assegurar ao molde a solidez estrutural; o *guiamento*, que é responsável por manter perfeitamente o alinhamento entre a cavidade e a bucha; a *alimentação* (canais de alimentação, jito e ataques), como responsável por permitir que o fundido percorra o caminho desde o bico de injeção até a região moldante; o *controle de temperatura*, que tem a função de garantir que a temperatura seja uniforme tanto quanto possível nas superfícies moldantes e o arrefecimento ocorra da forma mais rápida e eficiente; a *extração*, que é responsável por fazer com que as peças produzidas sejam extraídas do molde; e o sistema de escape de gases cuja função é permitir a libertação do ar em zonas da impressão onde ele tenha tendência a ficar aprisionado.

Além desses sistemas descritos, os moldes de injeção podem ser projetados com sistemas mais elaborados, nos quais existem elementos especiais que sejam responsáveis por assegurar os movimentos, uma melhor e mais detalhada monitoração de pressão e temperatura, uma extração auxiliada com robôs ou controles independentes de temperatura nos sistemas de alimentação (CENTIMFE, 2003).

## 2.2. Moldes Híbridos

Os moldes híbridos consistem em ferramentas nas quais as zonas moldantes são produzidas em materiais alternativos e através de técnicas de prototipagem rápida. A sua estrutura, normalmente em aço, continua a ser fabricada através de processos de maquinação tradicionais. Este conceito baseia-se na combinação de tecnologias convencionais para a conceção da estrutura e as técnicas de fabricação rápida para a fabricação das zonas moldantes, como é possível observar na Figura 1.

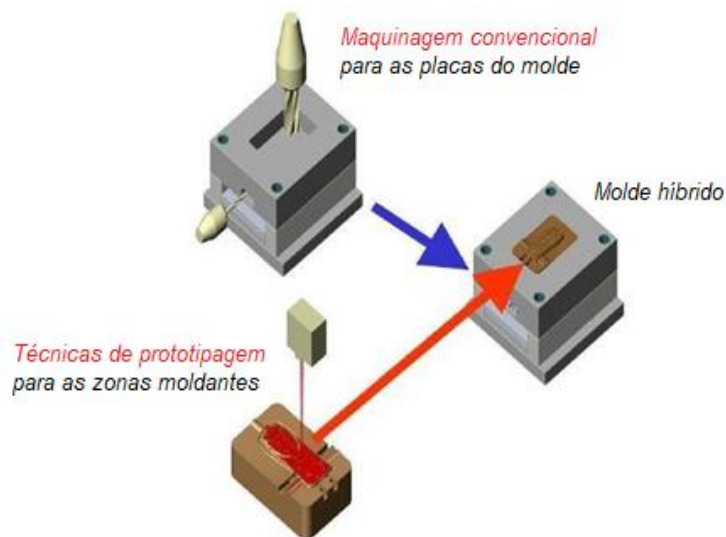


Figura 1: Conceito de moldes híbridos (Pouzada, 2015).

O conceito de molde híbrido surgiu da necessidade de se produzirem zonas moldantes (buchas e cavidades) para séries protótipo de forma rápida mantendo-se na produção as características mecânicas e a qualidade das peças injetadas.

As principais vantagens na produção dos moldes híbridos são o custo e o tempo de produção deles que é relativamente inferior aos moldes convencionais. Em contrapartida, como os moldes híbridos são produzidos em materiais não-convencionais, isto é, materiais que possuem menor dureza que os convencionalmente usados, como por exemplo o aço, que por consequência implica em propriedades térmicas e mecânicas relativamente inferiores às de um molde convencional (Pouzada, 2015).

Os materiais mais usados na atualidade para a fabricação de zonas moldantes são os cerâmicos, os metais e as resinas, esta última recebe cargas metálicas, quer seja na forma de pó, quer seja na forma de limalha, com o objetivo de aumentar as suas propriedades mecânicas. Os estudos aos longos dos anos têm demonstrado que os blocos moldantes confeccionados por resina apresentam condutividade térmica muito baixa, o que acaba por impactar diretamente os ciclos de injeção de forma negativa tornando-os mais curtos pela taxa de arrefecimento ser mais baixa. Para reduzir esse déficit de condutividade térmica e minimizar o desgaste nos blocos produzidos em resina epóxi, são adicionadas à resina cargas metálicas (usualmente pó de alumínio) (Martinho, 2010).

### **2.3. Canais conformáveis de arrefecimento em moldes de injeção**

Os canais conformáveis de arrefecimento são um tipo de canal de arrefecimento onde é possível obter a máxima otimização dos processos térmicos que envolvem o projeto de um molde, pois as tecnologias aplicadas na sua construções permitem a criação das mais complexas geometrias, o que não acontece com os canais convencionais. Com o avanço das tecnologias de fabrico aditivo, comumente conhecidas como *Additive Manufacturing* (AM) e simulações computacionais, a tendência é cada vez mais consolidar esse tipo de canal de arrefecimento na indústria de moldes.

O processo de arrefecimento do molde de injeção é uma das fases mais importantes durante o processo de produção de uma peça injetada, pois impacta diretamente na qualidade da peça e no tempo do ciclo de injeção. Segundo *Shayfull et al*, a refrigeração afeta aproximadamente 70 e 80% do tempo total do ciclo de injeção. Consequentemente, a otimização do processo de arrefecimento resultará numa peça com melhor acabamento e com custo reduzido.

Uma das soluções para otimizar o processo de arrefecimento tem sido a utilização da fabricação aditiva para a produção de canais conformáveis que melhoram a condução térmica do molde durante os processos, pois esses canais permitiriam controlar a taxa de arrefecimento das superfícies onde as peças são produzidas (Fenge et al, 2021).

### 2.3.1. Tipos de Canais de refrigeração

#### a) Canais de arrefecimento convencionais

Os canais de arrefecimento convencionais são produzidos por furação retilínea que são realizadas nos moldes. Esses canais podem ser dispostos em paralelo ou em série:

- Canais de arrefecimento paralelos - este tipo de canal é perfurado de forma que o refrigerante flua do coletor de alimentação para o coletor de coleta conforme mostrado na Figura 2. Uma das consequências deste tipo de escoamento em canais paralelos é que o escoamento pode variar devido às diferentes resistências ao escoamento que podem ocorrer nos canais, causando variação na eficiência de transferência de calor dos canais. Consequentemente, o processo de arrefecimento do molde pode não ser uniforme quando são usados canais paralelos (Park & Dang, 2012).

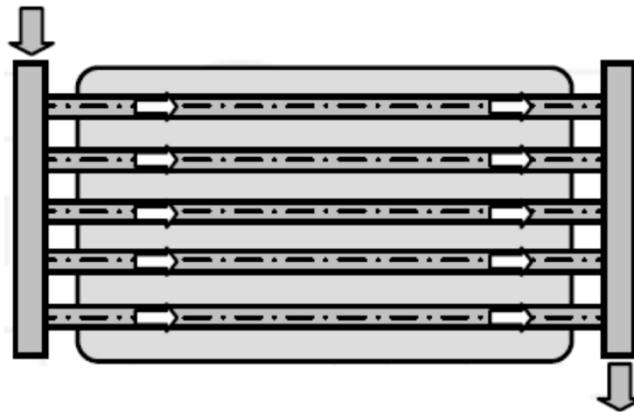


Figura 2: Canais de arrefecimento paralelos (Park & Dang, 2012).

- Canais de refrigeração em série - nestes tipos de canais de refrigeração, o refrigerante flui apenas em um caminho contínuo de uma entrada de alimentação até a saída, como pode ser visto na Figura 3. Na prática, este é o tipo de canal de refrigeração convencional mais utilizado. A uniformidade nas dimensões desses canais é extremamente importante para garantir que o escoamento permaneça sempre turbulento, pois a turbulência maximiza a transferência de calor, aumentando a eficiência térmica do processo. Nos casos em que os moldes possuem dimensões maiores, a recomendação é utilizar mais de um canal em série para que a

temperatura do molde seja uniforme durante todo o processo de arrefecimento (Park & Dang, 2012).

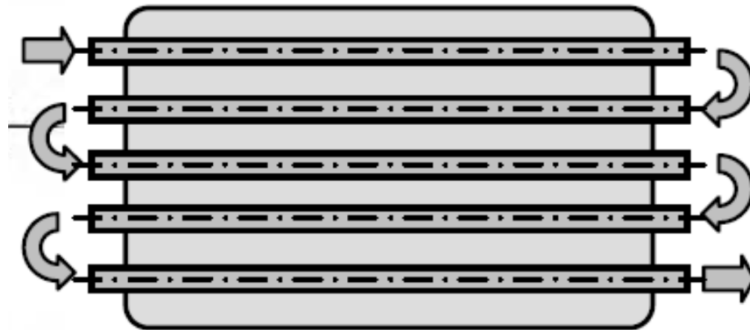


Figura 3: Canais de refrigeração em série (Park & Dang, 2012).

### 2.3.2. Canais de arrefecimento conformáveis

Ao contrário dos canais de arrefecimento convencionais que são obtidos por furação direta nos moldes, os canais de arrefecimento conformáveis são projetados de forma que acompanhem a geometria da superfície da peça a ser produzida, proporcionando uma distribuição otimizada da temperatura no molde, como pode ser visto na Figura 4.

Segundo Fischer, 2003, para que seja possível ajustar a temperatura local da superfície moldante através do controle das taxas de arrefecimento superficiais, é interessante que o molde seja constituído de tal forma que as diferentes seções da cavidade e o core têm seus circuitos de refrigeração individualizados.

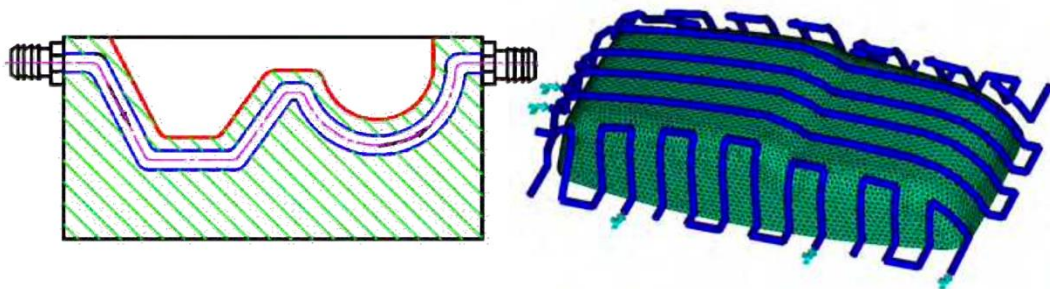
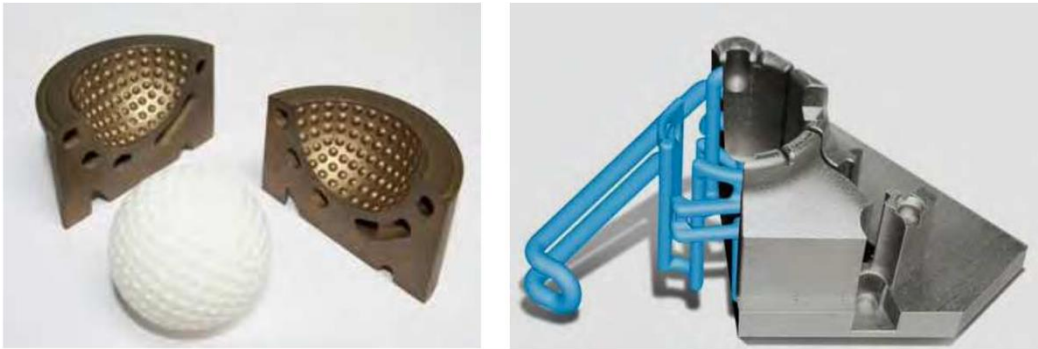


Figura 4: Canais de arrefecimento conformáveis (Park & Dang, 2012).

O avanço das tecnologias de AM permite a fabricação de canais conformáveis de qualquer geometria e um exemplo pode ser visto na Figura 5. onde canais conformáveis foram produzidos usando o método de sinterização direta a laser de metal (Park & Dang, 2012). Foi dito que os canais de arrefecimento conformáveis não

apenas garantem a alta qualidade do produto, mas também aumentam a produtividade do produto em 20% (Mayer, 2009).



*Figura 5: Moldes com canais de arrefecimento conformáveis (Mayer, 2009).*

## **2.4. Fabricação Aditiva**

A definição de Fabricação Aditiva (FA) dada pela ASTM Internacional é apresentada como “o processo de união de materiais para fazer objetos a partir de dados de modelos 3D, geralmente camada sobre camada, em oposição às metodologias de fabricação subtrativa” (ASTM, 2015). Uma grande variedade de classificações de processos de AM é apresentada na literatura, entre as quais se incluem: (i) processos indiretos e diretos dependendo do método de colagem; (ii) de acordo com o material base, como polímeros, cerâmicas e metais; e (iii) de acordo com o status de entrada da matéria-prima, como processos de camada líquida, fundida, em pó e sólida (Yakout, 2018). Neste trabalho o foco será o desenvolvimento através do processo produtivo de Digital Selective Powder Deposition (DSPD) - Deposição Digital Seletiva de Pó.

### **2.4.1. Tecnologia Iro3D**

A tecnologia da Iro3D explora o processo de deposição digital seletiva de pós, onde pós (metal, cerâmica, etc.) são depositados através de bocais. É possível a combinação de diferentes materiais, com diferentes pontos de fusão entre materiais de preenchimento e base. Na Figura 6 é possível visualizar os diferentes reservatórios onde são armazenados os pós.

No caso dos pós-metálicos impressos, eles não são sinterizados, mas sim infiltrados por outro metal quando este é fundido, preservando a forma e evitando a contração. As aplicações deste processo DSPD podem variar desde componentes de moldes para

moldação por injeção de plástico, motores para foguetes e automóveis, até portas de cofres (Tavares, 2020).



Figura 6: Máquina Iro3D (Tavares, 2020).

Após o procedimento de impressão da peça, o reservatório onde são depositados os pós passa por um pós-processamento em forno. A temperatura do forno deverá ser superior à de fusão do material que se deseja infiltrar, contudo, inferior à do pó do metal base depositado e do material base de sustentação (sílica).

- Características do pó

O caudal de material nos bicos de deposição durante o processo é uma variável fundamental para que sejam produzidas peças homogêneas, para tanto, o tamanho do orifício do bico deve ser maior, em pelo menos 10 vezes o tamanho dos grãos ou das partículas de pós a serem utilizadas na deposição. Por outro lado, deve-se atentar ao fato de não serem recomendadas granulometrias menores que  $40\mu\text{m}$ , devido à possibilidade de endurecimento dos pós e o risco de causar problemas à saúde, dada a suscetibilidade destas se propagarem no ar e entrarem no sistema respiratório. Outro fato relevante é a necessidade dos pós não conterem muitas impurezas, uma vez que isto pode causar porosidade, oxidação e outros problemas que possam interferir nos resultados (Tavares, 2020). Basicamente, três teorias sustentam o êxito do processo:

- Difusão atômica;
- Sinterização da presença da fase líquida;
- Infiltração.

## **2.5. Difusão**

### **2.5.1. Introdução**

A difusão atômica pode ser caracterizada como matéria que é transportada através da matéria. Os átomos na matéria encontram-se em constante movimento, tanto nos gases, quanto nos líquidos e nos sólidos. Relativamente, os movimentos atômicos nos gases são maiores do que nos outros estados da matéria, pois as forças que constituem os sistemas são basicamente intermoleculares de baixa intensidade. Entretanto para os líquidos, a força intermolecular é de maior intensidade, tornando os movimentos mais restritos aos que ocorrem nos gases. Por fim, nos sólidos a restrição aos movimentos atômicos torna-se maior ainda devido às elevadas forças de ligação e a existência de posições de equilíbrio bem definidas (Caram, 2000).

Portanto, é possível a existência de movimentos atômicos limitados em razão de vibrações atômicas originárias de fontes térmicas.

O conhecimento da difusão atômica é de fundamental importância na metalurgia, dado que uma grande quantidade de suas reações em estado sólido é caracterizada por movimentos atômicos. Como exemplos são possíveis citar a cementação dos aços e a produção de semicondutores por difusão dopante (Caram, 2000).

### **2.5.2. Os Mecanismos dos Movimentos Atômicos**

O estado estático para os átomos existe somente na condição de zero absoluto (0 K ou  $-273^{\circ}\text{C}$ ), condição na qual eles estão com o mínimo de energia vibracional. Qualquer outra temperatura acima desse valor, os átomos passam a vibrar em razão da energia térmica transferida. O aumento progressivo da temperatura produz, em torno da posição de menor energia, a dispersão dos átomos ao acaso (Callister, 2016).

Uma outra forma do deslocamento atômico ocorrer é sob ação de campos magnéticos ou elétricos quando há interação entre as cargas atômicas e o campo (os átomos deslocam-se mais facilmente quando se encontram na forma de iões) (Callister, 2016).

Quando a temperatura ou o campo elétrico ou magnético aplicado for suficientemente energético para fornecer a energia capaz de mover o átomo ou o ião no reticulado, serão observados os movimentos atômicos (Callister, 2016).

Uma maneira de demonstrar o fenômeno da difusão, é através de um par de difusão, no qual barras de dois metais diferentes são unidas por suas faces, conforme ilustrado da Figura 7 e na Figura 8 tem-se a representação esquemática da organização atômica dessa estrutura (Callister, 2016).

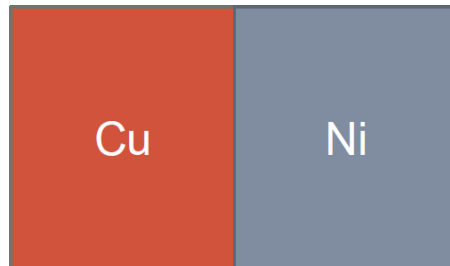


Figura 7: Sistema cobre-níquel antes de ser submetido a um tratamento térmico a temperatura elevada (Callister, 2016).

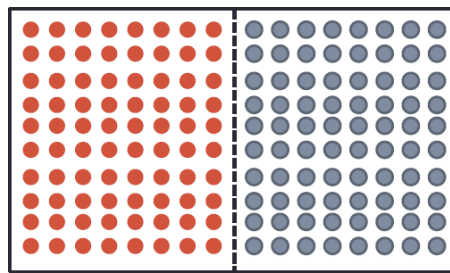


Figura 8: Representação esquemática das localizações dos átomos de Cu (vermelho) e Ni (azul) no interior do par de difusão (Callister, 2016).

Em seguida esse par é aquecido a uma temperatura elevada por um período prolongado e posteriormente arrefecido novamente à temperatura ambiente. Durante esse processo o fenômeno da difusão ocorre. Sendo assim, em altas temperaturas tem-se (Figura 9):

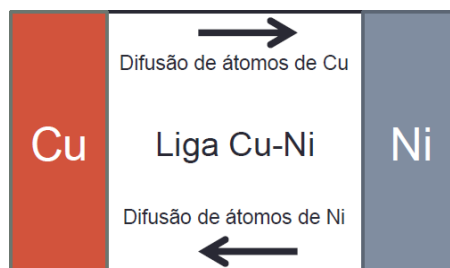


Figura 9: Um par de difusão cobre-níquel após ser submetido a um tratamento térmico a temperatura elevada, mostrando a zona de difusão com formação de liga (Callister, 2016).

A Figura 10 representa a difusão de átomos de cobre para o interior do níquel e a difusão de átomos de níquel para o interior do cobre e a variação do perfil de concentração do par Cu-Ni é visto na Figura 11. Este fenômeno é conhecido como **interdifusão** ou **difusão de impurezas**.

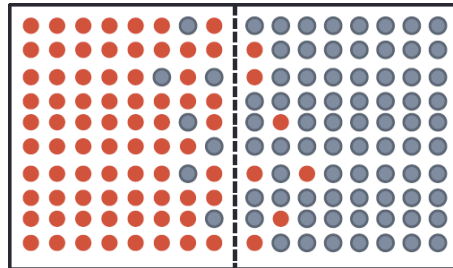


Figura 10: Representação esquemática das localizações dos átomos de Cu (vermelho) e Ni (cinza) no interior do par de difusão (Callister, 2016).

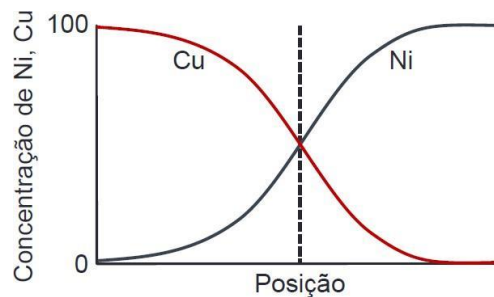


Figura 11: Perfil de concentração e posição para o níquel e o cobre (Callister, 2016).

Como em todos os sistemas entrópicos, a difusão acontece como forma de minimizar a energia livre do sistema.

De acordo com Callister, 2016, basicamente existem dois tipos de difusão atômica num sólido cristalino com ambos envolvendo defeitos pontuais: difusão por lacunas e difusão intersticial. Porém, além desses, Van Vlack (1977), cita a existência de outro mecanismo, de ocorrência mais difícil por envolver maior gasto energético, conhecido como difusão por anel.

### a) Difusão por Lacunas, Substitucional ou de vazio

Na **difusão por lacuna** um átomo (hospedeiro ou substitucional) pode mover-se no interior do cristal, de uma posição normal para um sítio vago, ou lacuna, adjacente, caso apresentem energia de vibração suficiente.

A energia térmica é a causa da energia vibracional molecular. Em conjunto, os metais e ligas sempre apresentam defeitos de equilíbrio produzindo os espaços vazios ou vacâncias, o que colabora com o movimento atômico que ocorre na difusão por lacuna (Figura 12).

Para os metais, o aumento da temperatura irá promover um aumento das lacunas disponíveis, pois a concentração das vacâncias é termicamente ativada. Paralelamente, o aumento da energia térmica causado pela elevação da temperatura provoca um incremento na energia vibracional, favorecendo assim a difusão. Conclui-se que o aumento da taxa de difusão atômica é função direta da temperatura (Callister, 2016).

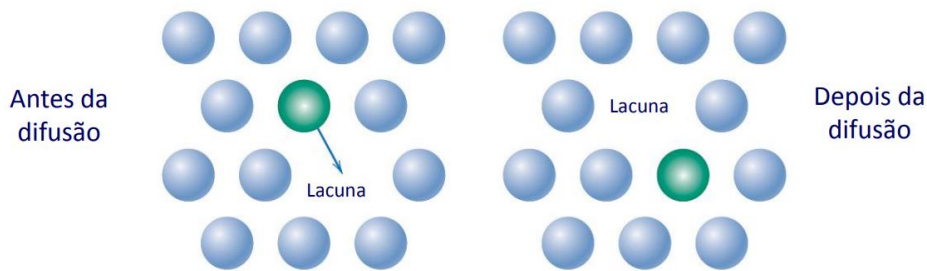


Figura 12: Representação esquemática da difusão por lacunas (Callister, 2016).

### b) Difusão Intersticial

Na difusão intersticial os átomos intersticiais migram para posições intersticiais adjacentes não ocupadas do reticulado, sem que haja deslocamento de átomos na matriz cristalina (Figura 13).

Para a ocorrência do mecanismo de difusão intersticial é fundamental que o tamanho do átomo em difusão seja menor em comparação aos átomos da matriz. Para metais e ligas, este mecanismo é essencial para que se possa difundir impurezas com raio atômico pequeno com relação aos hospedeiros. Por exemplo, pequenos átomos como o hidrogênio, o carbono, o nitrogênio e o oxigênio podem apresentar difusão intersticial em alguns sólidos cristalinos como o aço. O carbono, por exemplo, pode difundir-se intersticialmente na rede do ferro- $\alpha$  e na rede do ferro- $\gamma$ .

Comparativamente com a difusão por lacuna, a difusão intersticial é muito mais rápida. Por exemplo, a difusão de átomos de carbono no Fe- $\alpha$  a 500°C é quase 109 vezes mais rápida do que a autodifusão dos átomos de ferro (Callister, 2016).

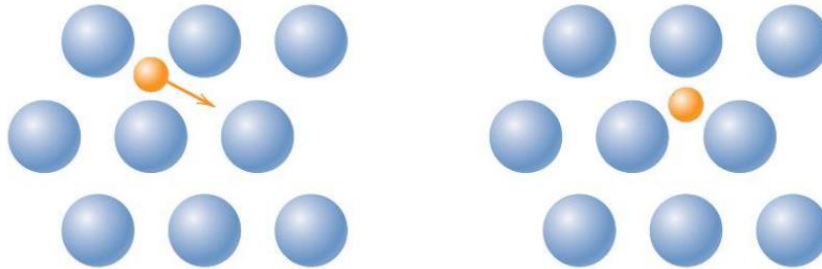


Figura 13: Representação esquemática da difusão intersticial (Callister, 2016).

### c) Difusão em Anel

O mecanismo de difusão em anel é de rara ocorrência em razão de algumas particularidades que devem acontecer durante o processo e, para que este conjunto de particularidades aconteça, a energia necessária é alta (Van Vlack, 1977).

Neste processo de difusão, ocorre o movimento simultâneo de três ou quatro átomos como mostrado na Figura 14.

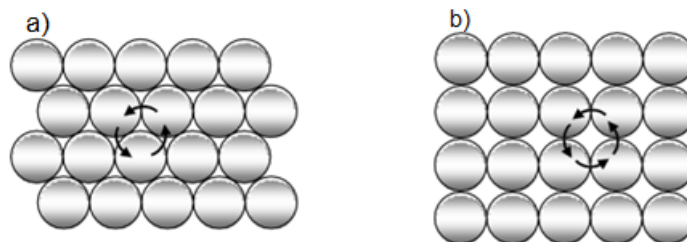


Figura 14: Mecanismo de difusão em anel. (a) Três átomos; (b) Quatro átomos (Van Vlack, 1977).

### d) Autodifusão

A difusão também é passível de ocorrência em metais puros, entretanto, neste caso, a mudança de posição acontece entre átomos do mesmo tipo, sendo denominada autodifusão.

Em geral, para materiais puros, monofásicos, a difusão não é observada, isto porque os átomos são todos idênticos e têm seus movimentos atômicos ocorrendo ao acaso.

No caso em que se queira identificar a difusão dos átomos nesse tipo de estrutura, pode-se utilizar isótopos radiativos (Callister, 2016).

### 2.5.3. Energia de Ativação

Para que os átomos mudem de posição, uma barreira energética deve ser transposta. O conceito de energia de ativação é definido como a energia necessária para que essa barreira seja superada.

Dois átomos adjacentes à lacuna, em condições de igualdade, possuem a mesma probabilidade de deslocarem-se para ela. Da mesma forma, na difusão intersticial, um átomo isolado em um interstício, tem igual probabilidade de deslocar-se para os interstícios vazios que o circundam.

Na Figura 15 e Figura 16, respectivamente, são apresentados os gráficos da variação energética do átomo durante o movimento no processo de difusão por lacunas e intersticial (Van Vlack, 1977).

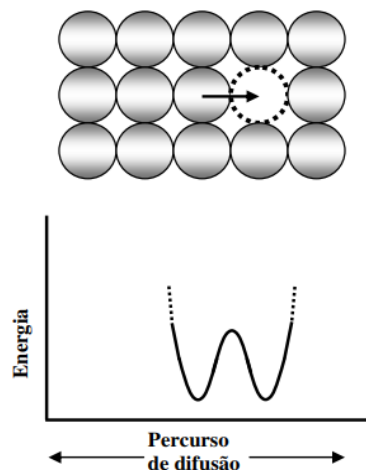


Figura 15: Gráfico da variação energética do átomo durante o movimento no processo de difusão por lacunas (Van Vlack, 1977).

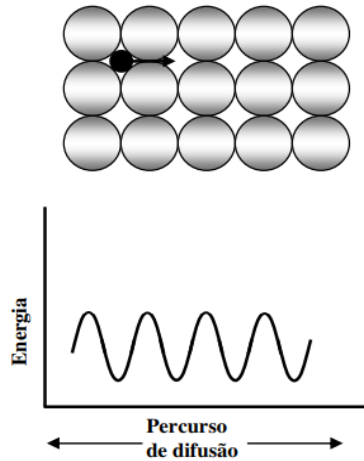


Figura 16: Gráfico da variação energética do átomo durante o movimento no processo de difusão intersticial (Van Vlack, 1977).

Alguns fatores que influenciam a energia de ativação são (Van Vlack, 1977):

- Quanto maior o tamanho do átomo, maior será a energia de ativação dele;
- Os movimentos de lacuna requerem menos energia do que os movimentos intersticiais;
- Materiais que são fortemente ligados ou que tenham alto ponto de fusão, como o carbeto de boro, o tungstênio e outros, requerem elevada energia de ativação para que a difusão aconteça.

#### 2.5.4. Distribuição de Energia Térmica

De acordo com Van Vlack, 1977, os índices de energia térmica dos átomos de um material variam de acordo com a temperatura, na Figura 17 é apresentada uma distribuição estatística desses níveis de energia.

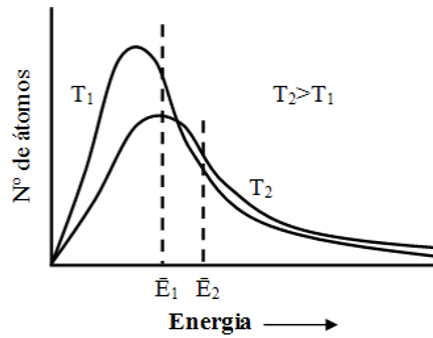


Figura 17: Distribuição estatística dos níveis de energia atômica em função do número de átomos para diferentes temperaturas (Van Vlack, 1977).

Analisando a Figura 17 é possível perceber que pouquíssimos átomos têm energia nula, a maioria dos átomos têm energias em torno da energia média e, alguns dos átomos possuem energias altíssimas, portanto, teriam suficiente energia de ativação para movimentarem-se na rede cristalina.

O aumento da temperatura implica no aumento da energia de todos os átomos constituintes do sistema, assim, alguns dos átomos que não tinha energia suficiente para saltarem de suas posições e moverem-se na rede cristalina, agora, por terem energia maior do que a energia de ativação, são capazes de o fazerem.

Constantemente é necessário o conhecimento da probabilidade da fração de átomos que possuem energia acima de um valor específico. Por exemplo, qual a fração de átomos que possui mais energia do que a energia de ativação (Figura 18).

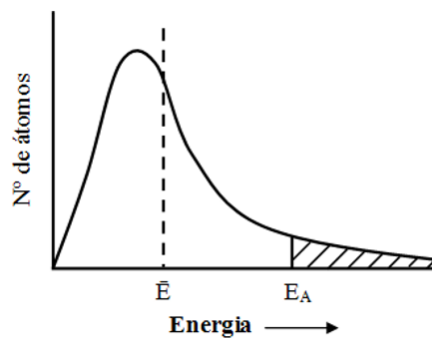


Figura 18: Probabilidade da fração de átomos com energia acima da energia de ativação (Van Vlack, 1977).

Ludwig Boltzmann durante seus estudos sobre o efeito da temperatura na energia das moléculas dos gases apresentou a solução para o cálculo desta probabilidade. Com o auxílio de ferramentas estatísticas Boltzmann concluiu que o número de átomos com energia superior à de ativação pode ser calculado pela equação (1) (Van Vlack, 1977):

$$n = N_{tot} \cdot f \cdot \left( e^{-\frac{(E-\underline{E})}{kT}} \right) \quad (1)$$

- $n$  = número de átomos com energia maior que a de ativação;
- $N_{tot}$  = número total de átomos do sólido;
- $f$  = constante típica do sistema;
- $E$  = energia de ativação;
- $\underline{E}$  = energia média;
- $T$  = temperatura absoluta;
- $k$  = constante de Boltzmann ( $1,38 \times 10^{-23}\text{J}/\text{átomo.K}$ ).

### 2.5.5. Gradiente de concentração

A Figura 19 é usada no auxílio da interpretação do processo de homogeneização de uma estrutura molecular. Mesmo que a probabilidade de um átomo individual mover-se em qualquer direção, o gradiente de concentração irá favorecer um movimento no sentido de uma zona onde seja maior a concentração de átomos diferentes do que está a se mover.

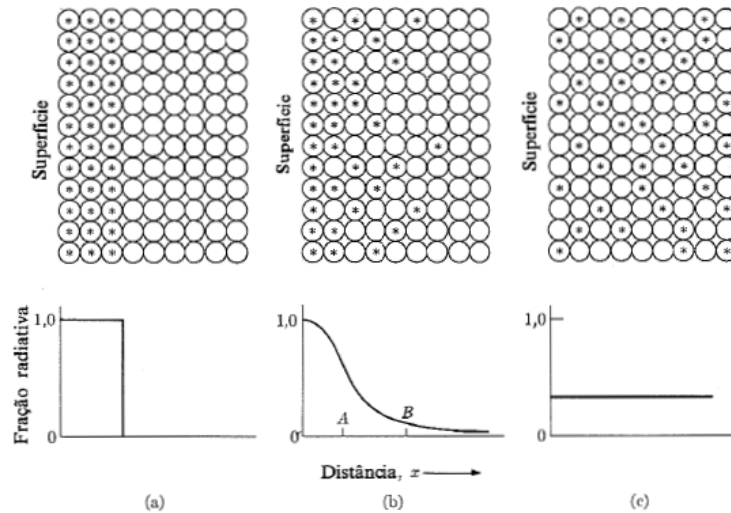


Figura 19: Representação da difusão atômica em função do gradiente de concentração (Van Vlack, 1977).

Portanto, a tendência do movimento molecular será aquela na qual a estrutura final apresente maior uniformidade e distribuição ao acaso.

É importante ressaltar que o gradiente de concentração varia de material para material, por exemplo, se for depositado sobre uma superfície de cobre uma quantidade de níquel, o processo de difusão atômica será responsável por homogeneizar o níquel no interior do cobre ocorrendo com um tempo de exposição à temperatura elevada. Por outro lado, ao analisar-se a velocidade de difusão do níquel em uma matriz de níquel, nota-se esta será menor do que na matriz de cobre, isto porque, a energia de ativação é maior para mover um átomo de níquel entre átomos de níquel do que a requerida para mover um átomo de níquel entre átomos de cobre. Essa diferença é perceptível quando se compara a temperatura de fusão entre cobre (1083 °C) e níquel (1455 °C), indicando que as ligações Cu-Cu são mais fracas do que as Ni-Ni (Van Vlack, 1977).

### 2.5.6. Coeficiente de Difusão Atômica

Os resultados obtidos nas análises estatísticas realizadas por Boltzmann ao serem aplicadas aos movimentos atômicos possibilitam estabelecer a intensidade da difusão atômicas nos materiais. Um soluto quando em difusão na estrutura do material solvente apresenta um coeficiente de difusão dado pela equação de Arrhenius (2) (Askeland & Wright, 2016).

$$D = D_0 \cdot e^{\frac{-Q}{RT}} \quad (2)$$

- D = coeficiente de difusão;
- $D_0$  = constante do sistema soluto/solvente;
- Q = energia de ativação;
- R = constante molar dos gases (8,314 J/mol.K ou 1,987 cal/mol.K);
- T = temperatura absoluta.

Os fatores mais importantes no processo de difusão atômica são:

- **Tipo de mecanismo de difusão:** A intensidade da difusão é influenciada pelo mecanismo de difusão, pois existe uma relação de dependência entre o mecanismo e o tamanho dos átomos envolvidos. Por exemplo, átomos com tamanhos aproximados tendem a ter elevada difusão através do mecanismo por lacuna, por outro lado, quando os átomos têm tamanhos diferentes o mecanismo intersticial tende a ser mais favorável.
- **Temperatura:** De acordo com a equação de *Arrhenius* (2), o aumento da temperatura implica no aumento do coeficiente de difusão.
- **Tempo:** Um processo de difusão requer tempo para ocorrer. Se os átomos que participam de um processo de difusão forem grandes, será necessário um tempo maior para obter uma estrutura uniforme, mesmo que o processo esteja ocorrendo com altas temperaturas. Alternativas para diminuir esse tempo são aumento da temperatura ou diminuição da distância de difusão.
- **Tipo da estrutura cristalina do solvente:** Estruturas mais compactas como CFC e HC dificultam mais a difusão.
- **Tipos e quantidades de imperfeições presentes na rede cristalina:** O aumento da intensidade de difusão é favorecido por defeitos como lacunas e discordâncias.

A Tabela apresenta os valores de  $Q$  e  $D_0$  nos variados sistemas de difusão (ASKELAND & WRIGHT, 2016):

Tabela 1: Valores de  $Q$  e  $D_0$  nos variados sistemas de difusão (Askeland & Wright, 2016).

Par de Difusão	$Q$ (cal/mol)	$D_0$ (cm <sup>2</sup> /s)
<b>Difusão Intersticial:</b>		
C in FCC iron	32,900	0.23
C in BCC iron	20,900	0.011
N in FCC iron	34,600	0.0034
N in BCC iron	18,300	0.0047
H in FCC iron	10,300	0.0063
H in BCC iron	3,600	0.0012
<b>Autodifusão (Difusão por Lacuna):</b>		
Pb in FCC Pb	25,900	1.27
Al in FCC Al	32,200	0.10
Cu in FCC Cu	49,300	0.36
Fe in FCC Fe	66,700	0.65
Zn in HCP Zn	21,800	0.1
Mg in HCP Mg	32,200	1.0
Fe in BCC Fe	58,900	4.1
W in BCC W	143,300	1.88
Si in Si (covalent)	110,000	1800.0
C in C (covalent)	163,000	5.0
<b>Difusão Heterogênia (Difusão por Lacuna):</b>		
Ni in Cu	57,900	2.3
Cu in Ni	61,500	0.65
Zn in Cu	43,900	0.78
Ni in FCC iron	64,000	4.1
Au in Ag	45,500	0.26
Ag in Au	40,200	0.072
Al in Cu	39,500	0.045
Al in Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	114,000	28.0
O in Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	152,000	1900.0
Mg in MgO	79,000	0.249
O in MgO	82,100	0.000043

### 2.5.7. Primeira Lei de Fick

A taxa na qual átomos, iões, partículas ou outras espécies se difundem em um material pode ser medido pelo fluxo ( $J$ ), que é definido como o número de átomos que atravessam um plano de área unitário por unidade de tempo (Figura 20).

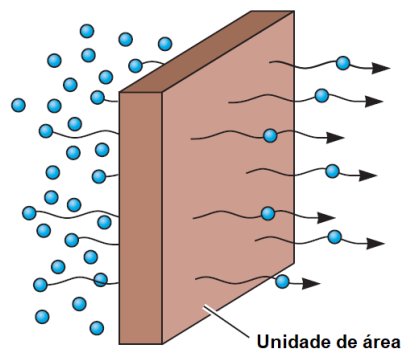


Figura 20: Fluxo de átomos por um plano de área unitária (Askeland & Wright, 2016).

O fluxo de átomos para este tipo de sistema pode ser representado pela equação (3) (Askeland & Wright, 2016):

$$J = -D \cdot \frac{dc}{dx} \quad (3)$$

- $J$  = fluxo de átomos;
- $D$  = difusividade ou coeficiente de difusão;
- $dc/dx$  = gradiente de concentração.

A depender da situação, pode-se expressar a concentração em percentagem atômica, percentagem em peso, percentagem em mol, fração atômica ou fração molar e, de acordo com a expressão, o gradiente de concentração e o fluxo também serão modificados.

O sinal negativo da equação demonstra que o fluxo de massa tem sentido contrário ao do aumento da concentração, e seu uso vem do fato do fluxo de átomos ocorrer no sentido do maior gradiente de concentração para o menor, o que implica no termo  $dc/dx$  ser negativo quando  $J$  for positivo.

A equação (3) é chamada de **Primeira Lei de Fick** e traz como definição que em condições estacionárias ou permanentes (concentrações constantes com o tempo), a difusividade  $D$  multiplicada pelo gradiente de concentração tem como resultado o fluxo de átomos por difusão atômica.

### 2.5.8. Segunda Lei de Fick

Em engenharia dos materiais, não é comum o movimento atômico em regimes estacionários, portanto, é mais comum a ocorrência em regime transitório ou nos casos em que as concentrações irão variar com o tempo. Na Figura 21 é possível observar o que ocorre com a variação da concentração para diferentes tempos (Askeland & Wright, 2016).

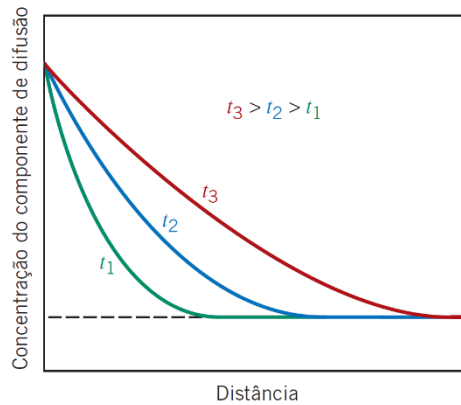


Figura 21: Variação da concentração para diferentes tempos (Askeland & Wright, 2016).

A *Segunda Lei de Fick* descreve, por meio da seguinte equação diferencial (4), a dinâmica, ou o estado não-estacionário, da difusão atômica:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (4)$$

É possível a simplificação da equação de *Fick* se for assumido que o coeficiente de difusão  $D$  não é uma função da localização e nem da concentração  $C$ , resultando em (5):

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right) \quad (5)$$

Para solucionar essa equação torna-se necessário o uso de condições de contorno específicas de cada caso.

## **2.6. Metalurgia do pó**

Dada a necessidade de constante evolução tecnológica exigida cada vez mais nos processos industriais, nos quais a exigência por melhores propriedades mecânicas, maior controle das microestruturas, além de maior economia para produções em série, tornaram a metalurgia do pó um processo sedutor para ser utilizado a fim da obtenção destes objetivos. Além do mais, existem materiais que apenas podem ser fabricados através desses processos, como os com alto ponto de fusão e os refratários.

A metalurgia do pó surge como um dos caminhos capazes de produzir materiais proporcionando uma vasta vantagem em seu processo conceptivo. Como exemplo tem-se a possibilidade de elaboração de materiais com uma estrutura interna quimicamente homogênea e microestruturas refinadas sem existência de discontinuidades que ocorrem em outros processos tais como o de fundição. Outra vantagem consiste em maior aproveitamento automatizado da matéria prima durante o processo quando comparado aos demais processos produtivos mais tradicionais (EPMA).

O processo de produtivo de peças por meio da metalurgia do pó, essencialmente começa pela mistura de pós que objetiva atingir a composição química pretendida, em seguida o pó passa por um procedimento de compactação para atingir a forma desejada e depois, finalmente, a sinterização ocorre produzindo a peça com as propriedades e microestrutura almejadas. Durante o processo existem diversas variáveis a serem controladas a fim de se obter a peça com as propriedades desejadas. Percentual, tempo e método de mistura, granulometria, pressão durante a compactação e, temperatura e tempo de sinterização são algumas dessas variáveis (German, 2005)

### **2.6.1. Sinterização**

A função da sinterização e dos tratamentos térmicos adicionais é produzir a microestrutura que proporcione as propriedades desejadas para o material.

O processo acontece com temperaturas elevadas, entretanto abaixo da temperatura de fusão do metal e como estes são susceptíveis à oxidação em temperaturas

elevadas a sinterização deve ser realizada em atmosfera controlada ou em fornos a vácuo.

Este processo de aquecimento será responsável pelo transporte de massa que transformará o compacto poroso de partículas do pó fazendo com que ele se conecte e seja transformado em uma estrutura densa adquirindo resistência mecânica. Em alguns casos poderá haver formação de fase líquida, mas não é obrigatória a fusão das partículas do pó (Sidambe et al., 2012).

De acordo com Thümmeler & Oberacker, 1993 "...a sinterização pode ser entendida como um transporte de matéria, ativado termicamente, em uma massa de pós ou um compactado poroso, resultando na diminuição da superfície específica livre pelo crescimento de contatos entre as partículas, redução do volume e alteração da geometria dos poros".

Diversos fatores influenciam as características finais do material sinterizado, dentre elas podem ser citadas as taxas de aquecimento e arrefecimento, os patamares de temperatura, os tempos transcorridos em cada um desses patamares e a atmosfera onde decorre o processo. As taxas de aquecimento têm impacto direto na cinética da sinterização. Caso tenha-se altas taxas de aquecimento durante o processo de sinterização, pode haver diferenças de temperatura no material exposto ao processo, resultando em heterogeneidade na microestrutura ou choque térmico. Existe uma forte relação da temperatura e o tempo nos patamares de sinterização com a taxa de difusão entre os componentes (German, 1998).

A principal vantagem neste processo é a diminuição da energia no sistema que acontece em função da eliminação de defeitos na rede, nos poros, das heterogeneidades químicas e da diminuição da área superficial. Durante o processo de sinterização, quando uma partícula entra em contacto com a outra, inicialmente há a formação de um pescoço (*neck*), já nas fases seguintes as partículas se unem formando uma única partícula maior conforme pode ser visto na Figura 22 (German, 2005).

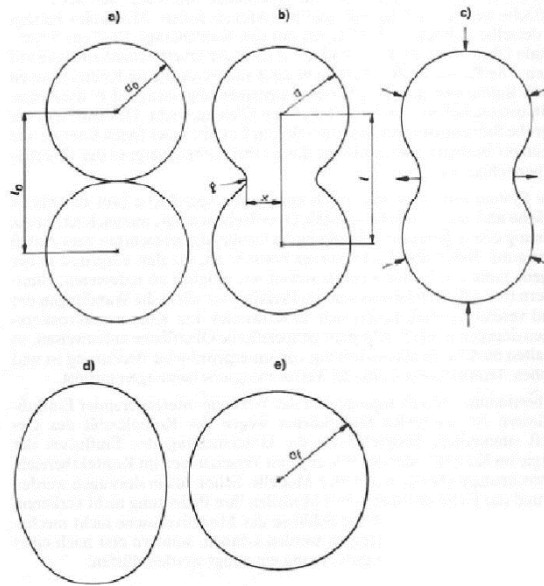


Figura 22: Estágio do processo de sinterização (German, 2005).

Existem duas formas de ocorrência dos mecanismos de transporte de massa:

- Individualmente (movimentos de iões ou átomos individuais) - mecanismos de difusão superficial e volumétrica (via vacâncias, ou via interstícios) difusão em contorno de grão e vaporização e recondensação.
- Coletivamente (movimentos coletivos de iões ou átomos) - fluxo plástico, fluxo viscoso, rotação de partículas e deslizamento de contornos de grãos.

Para o caso de não haver formação de fase líquida, a difusão dos elementos no estado sólido rege os mecanismos de transporte de massa e o processo é conhecido por sinterização no estado sólido. A Figura 23 apresenta alguns mecanismos de transporte de massa (Thümmeler & Oberacker, 1993).

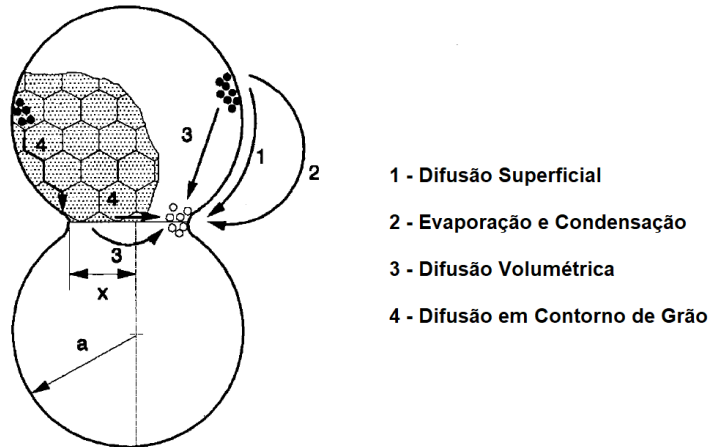


Figura 23: Alguns mecanismos de transporte que ocorrem na sinterização (Thümmler & Oberacker, 1993).

### 2.6.2. Sinterização na presença de fase líquida (SFL)

Neste processo de sinterização ocorre a formação de uma fase líquida que molha as partículas sólidas, o que beneficia a densificação, já que ela promove um fluxo viscoso que auxilia no contacto entre as partículas.

A fase líquida pode ser do tipo transiente ou permanente, no primeiro caso o líquido volta a se solidificar durante o processo de sinterização, já no segundo caso o líquido permanece neste estado até que a temperatura diminua para somente então ele voltar a solidificar-se (German, 2005).

### 2.6.3. Molhabilidade

A molhabilidade tem grande importância nos mais diferentes processos da metalurgia do pó. Em um processo em que o objetivo é a penetração de um metal no estado líquido em um pó ou no caso da sinterização da fase líquida, ela será um dos principais parâmetros a ser avaliado para determinar se o processo irá ou não ocorrer. A grandeza mais importante a ser analisada para avaliar a molhabilidade é o ângulo de contacto entre a fase sólida e a fase líquida.

Em nível atômico, as ligações metálicas regem o processo, conforme pode ser observado na Figura 24 (Saito, et. Al).

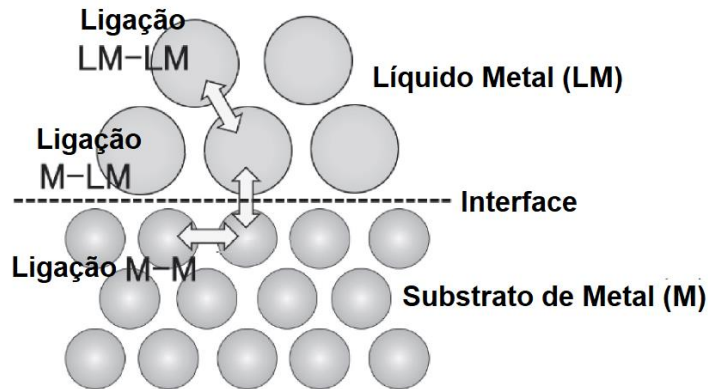


Figura 24: Interface líquido-metal em nível atômico (Saito, et. Al).

Ângulos quando pequenos irão indicar que o líquido consegue se espalhar pelo sólido e, conseqüentemente, molhá-lo; já os ângulos grandes implicam que o líquido não é capaz de molhar a superfície do sólido, isto é mostrado esquematicamente na Figura 25 (German; Suri; Park, 2008).



Figura 25: Relação entre a molhabilidade e o ângulo de contacto (German; Suri; Park, 2008).

A equação de Young (6) baseada nas forças de tensão horizontais propõe uma definição matemática para ângulo de contacto  $\theta$  em função das energias superficiais sólido-líquido, sólido-vapor e líquido-vapor:

$$\gamma_{SV} = \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cdot \cos \theta \quad (6)$$

- $\gamma_{SV}$  = Energia de superfície sólido-vapor
- $\gamma_{SL}$  = Energia de superfície sólido-líquido
- $\gamma_{LV}$  = Energia de superfície líquido-vapor

É importante notar que esta equação foi desenvolvida para planos horizontais onde atuam apenas forças gravitacionais, portanto não são desconsideradas as forças horizontais (German, 2005).

#### 2.6.4. Infiltração

A infiltração é o processo de preenchimento dos espaços vazios (poros) de um compactador ou depositado com um metal ou uma liga metálica que tenha temperatura de fusão mais baixa. Cobre e bronze são frequentemente utilizados para este processo. Quando o infiltrante é aquecido à sua temperatura de fusão a infiltração ocorre de maneira espontânea. Para o cobre essa temperatura necessária para a infiltração é em torno de 1100°C e para o bronze 1000°C.

Dois fatores são fundamentais para a ocorrência do processo de preenchimentos dos poros: a capilaridade e a umectação.

A pressão capilar, que é responsável por puxar o líquido molhante para dentro dos poros, pode ser calculada através da seguinte equação (7) (German, 2005):

$$\Delta P = \frac{2 \cdot \gamma \cdot \cos \theta}{d_p} \quad (7)$$

- $\Delta P$  = Variação da pressão capilar;
- $\gamma$  = energia de superfície do líquido;
- $\theta$  = ângulo de contato
- $d_p$  = tamanho do poro

Conforme pode ser notado,  $\Delta P$  é inversamente proporcional ao tamanho do poro ( $d_p$ ), por isso uma baixa granulometria tende a dificultar a infiltração.

A temperatura de infiltração do cobre no aço é em torno de 1000°C, durante este processo, a pressão capilar é responsável por fazer com que o cobre migre para o interior dos poros, permanecendo assim até que se solidifique formando um compósito. Durante o processo de infiltração, é possível ocorrer a dissolução e corrosão da superfície do sólido pelo metal líquido. Também pode acontecer o inchaço da peça para o caso de ocorrência de uma reação entre o líquido e o sólido e, por essa razão, é importante que os tempos de ciclo sejam logo os suficientes para que ocorram a infiltração e ao mesmo tempo curtos os suficientes para que as alterações dimensionais sejam pequenas. É importante saber que na superfície onde é formado o líquido infiltrante existe dissolução preferencial, o que implica em perdas de precisão ou adição de superfície de sacrifício.

É comum ocorrer inchaço em muitos componentes em processos de infiltração em cerca de 0.25%. E o excesso de material infiltrante, normalmente causa distorção no compacto (German, 2005).

### 2.6.5. Diagrama de Ellingham

Na busca de uma grandeza física que fosse capaz de prever quão espontânea uma reação química seria, Josiah Willard Gibbs desenvolveu o conceito de Energia livre de Gibbs ( $\Delta G$ ). Anteriormente, cientistas avaliavam essa espontaneidade através de duas outras grandezas (Kubaschewski, 1979):

- variação da entalpia ( $\Delta H$ )
- variação da entropia ( $\Delta S$ ).

A reação era considerada espontânea quando  $\Delta H < 0$  e  $\Delta S > 0$ , ou seja, deveria ser uma reação exotérmica (ocorrer liberação de energia) e possuir desorganização atômica em seu sistema reacional.

Entretanto, durante seus trabalhos, Gibbs observou que nas reações espontâneas, uma parte da energia térmica liberada era utilizada sempre na reorganização do sistema. Sendo essa energia função do nível de desorganização do sistema ( $\Delta S$ ) e da temperatura (T).

Com isso, Gibbs listou como fatores preponderantes para prever a espontaneidade de uma reação a entropia, entalpia e a temperatura.

Portanto, a energia útil de um sistema é definida como Energia livre de Gibbs ( $\Delta G$ ), que é resultado da diferença entre a entalpia e a entropia multiplicada pela temperatura conforme apresentado na equação 8 (Kubaschewski, 1979).

$$\Delta G = \Delta H - T \cdot \Delta S \quad (8)$$

Sendo definido que a mudança de energia padrão na formação de um composto ( $\Delta G_f^o$ ), ocorre quando um mol deste composto se forma a partir de elementos na pressão de 1 atmosfera, sendo calculada pela equação 9:

$$\Delta G_f^o = \Delta H_f^o - T \Delta S_f^o$$

$$= \left[ \Delta H_{298}^o + \int_{298}^T \Delta C_p dT \right] - T \left[ \Delta S_{298}^o + \int_{298}^T (\Delta C_p / T) dT \right] \quad (9)$$

Posteriormente, Ellingham [H.J.T. Ellingham, J. Soc. Chem. Ind. (1944) p.125.] através de seus experimentos plotou os gráficos dos valores de ( $\Delta G_f^o$ ), para óxidos e sulfetos, descobrindo uma linearidade no processo para faixas de temperatura onde não ocorriam mudanças de fase. Matematicamente, respeitando os limites de precisão dos dados termodinâmicos ( $\Delta G_f^o$ ), pode ser entendido como na equação (10) a seguir:

$$\Delta G_f^o = A + BT \quad (10)$$

Com A e B sendo constantes.

A Figura 26 é chamada de Diagrama de Ellingham, nela é mostrada a relação entre ( $\Delta G_f^o$ ), e a temperatura (T) em reações de oxidação que envolvem um mol de oxigênio no estado gasoso.

Com base em  $\Delta S = -[\partial\Delta G/\partial T]_p$ , os valores das constantes A e B na Equação (10), respectivamente, correspondem à variação de entalpia,  $\Delta H_f^0$ , e ao negativo da variação de entropia,  $-\Delta S_f^0$ .

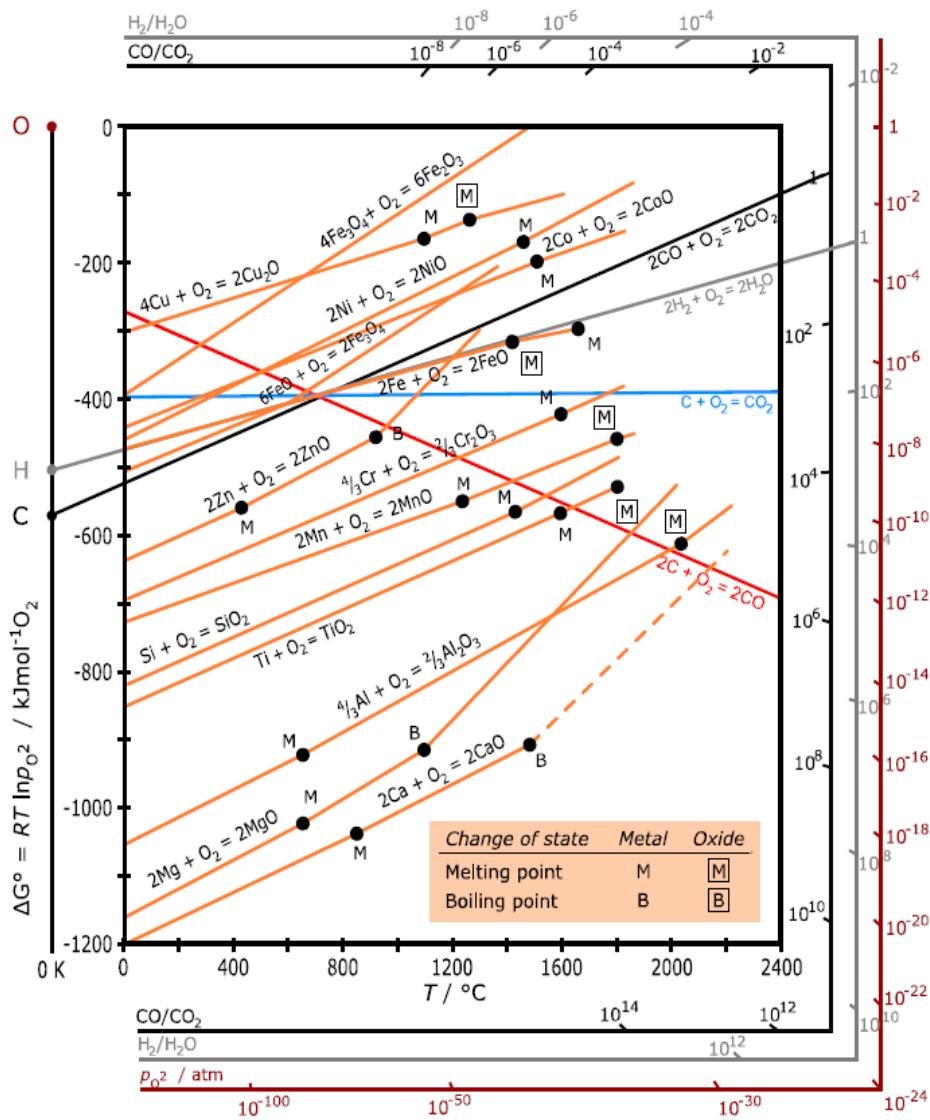


Figura 26: Diagrama de Ellingham (Diagrama de Ellingham. em: Wikipédia).

### **3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL**

Este trabalho experimental foi desenvolvido nos laboratórios do Centro de Desenvolvimento Rápido e Sustentado do Produto (CDRSP) localizado na Marinha Grande e nos laboratórios da ESTG no Instituto Politécnico de Leiria localizado em Leiria.

O objetivo foi produzir provetes através da técnica DSPD de Rapid Tooling (RT) que teriam como base pó de uma liga de metais e realizar a infiltração destes com cobre e bronze e, posteriormente, produzir um postigo de zonas moldantes com canais conformáveis através da mesma técnica. Após a construção do postigo procedeu-se à sua digitalização e compararam-se os resultados obtidos com o modelo CAD original para avaliar os desvios geométricos.

Todo o desenvolvimento deste trabalho permitiu ainda otimizar o processo de impressão realizando atualizações e adaptações na máquina Iro3D, de forma a ser possível imprimir as peças em diferentes condições das usuais, nomeadamente com a utilização de sílica não esférica, ao contrário do recomendado pelo fornecedor da máquina, pois causa entupimento no bico de deposição. Os resultados demonstraram melhorias na obtenção de peças, nomeadamente acabamento superficial e na redução do tempo de produção.

#### **3.1. Materiais e métodos**

Nesta secção serão apresentadas a metodologia utilizada e as etapas percorridas desde a separação dos materiais até a produção da peça final. O processo foi dividido nas seguintes etapas:

- Moagem;
- Peneiramento;
- Deposição de Materiais;
- Corte do material a infiltrar;
- Preparação para o cozimento;
- Cozimento;
- Pós-Tratamento (Limpeza e Retificação).

Cada etapa tem a sua importância, portanto, foi fundamental realizá-las criteriosamente para o sucesso do processo.

Foram utilizadas diversas máquinas para auxiliar na produção, todas fornecidas pelo CDRSP e pela ESTG.

### **3.1.1. Moagem**

A primeira parte do trabalho consistiu em produzir a granulometria da sílica que seria utilizada no processo da impressão. Com base no trabalho realizado por Tavares, 2020, definiu-se que as granulometrias utilizadas inicialmente seriam três, uma na faixa entre 100 e 200  $\mu\text{m}$ , que iria fluir no bico com diâmetro de saída menor e que seria responsável em produzir a interface de contacto com a peça impressa, e a outra na faixa entre 200 e 300  $\mu\text{m}$ , que é a utilizada no bico de maior diâmetro de saída e tem a função de dar a sustentação para sistema. Também se optou pela produção de uma granulometria menor do que 100  $\mu\text{m}$  (faixa de 63 a 100  $\mu\text{m}$ ) para os testes realizados na máquina com atualizações.

Para atingir as granulometrias estabelecidas, os grãos maiores de cada matéria-prima foram moídos usando o moinho com a referência MGS SRL 1800-2 (Figura 27). Este equipamento trabalha com dois vasos de cerâmica, contendo em seu interior pequenas esferas de cerâmica. Em funcionamento, os vasos, fixos em barras de ferro, dividem-se em torno de um eixo central e a força centrífuga faz com que o sistema de esferas juntamente com a sílica choque uns nos outros. Pode ser necessário repetir o processo de moagem por várias vezes dependendo dos parâmetros e quantidades de material. Os tempos e ciclos associados podem variar de acordo com a resistência e dureza de cada material. A sílica é um material que apresenta grande resistência o que implica mais tempo de ciclos de trituração até se atingirem os tamanhos de grãos esperados. Por exemplo, no primeiro caso (faixa entre os 200 e os 300  $\mu\text{m}$ ), foi necessário um período de 2.5 a 3 minutos para moer 200g de sílica com a utilização de 20 esferas de cerâmica no interior do respectivo vaso.



Figura 27: MGS SRL 1800-2. Fonte: CDRSP-IPLeia, Portugal.

### 3.1.2. Peneiramento

Após a fase de moagem, foi realizada a peneiração, usando o equipamento de referência MGS SRL SHAKER-07 mostrado na Figura 28. Neste processo foram adicionados três diferentes tamanhos de peneiras, considerando as hipóteses propostas.

Acima das três peneiras foi posicionada mais uma de 300 $\mu$ m, com o objetivo de restringir os pós maiores de entrarem em contacto com a peneira seguinte prejudicando o processo de peneiramento. Essa peneira permitiu ainda que os grãos maiores voltassem ao moedor repetindo o processo até que estivessem no tamanho ideal.

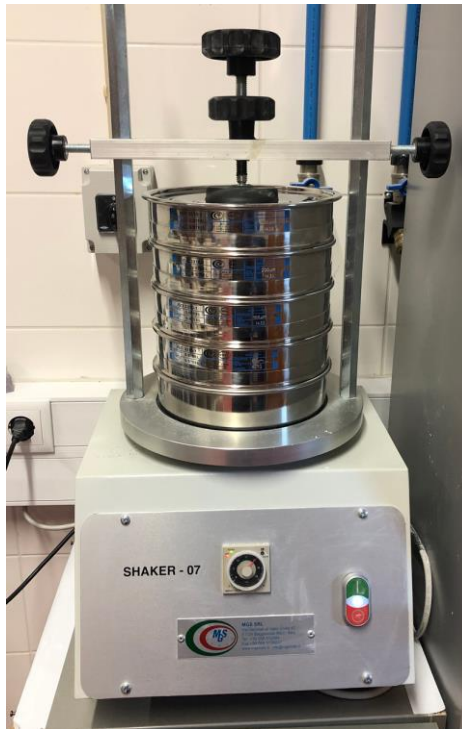


Figura 28: MGS SRL SHAKER-07. Fonte: CDRSP-IPLeia, Portugal.

### 3.1.3. Materiais utilizados na impressão e infiltração

Os materiais utilizados no trabalho dividem-se em três tipos:

- Pós de metais utilizados para a produção das peças na impressão, e que sofreram infiltração,
- O pó base de sílica utilizado como material de sustentação na impressão os materiais usados na infiltração.

#### a) Pós para impressão

Foram utilizados dois pós nos estudos dos processos de infiltração: O aço inox 16316D.04 e a liga metálica W722, cujas composições químicas se apresentam na Tabela 2 e na Tabela 3 respetivamente.

Tabela 2: Composição química do pó de aço inox 16316D.04 fornecida pelo fabricante (Castolin Eutectic).

Elemento	Composição (% massa)
Ferro (Fe)	72
Cromo (Cr)	16
Níquel (Ni)	10
Molibdênio (Mo)	2

Tabela 3: Composição química do pó W722 fornecida pelo fabricante (Bölher).

Elemento	Composição (% massa)
Níquel (Ni)	18
Cobalto (Co)	9.3
Molibdênio (Mo)	4.9
Titânio (Ti)	1.1
Manganês (Mn)	≤0.15
Silício (Si)	≤0.10
Carbono (C)	≤0.03
Enxofre(S)	≤0.01
Fósforo (P)	≤0.01

## b) Materiais para infiltração

Para o processo de infiltração, optou-se por testar dois tipos de materiais, cobre (fornecido por dois fabricantes) e bronze, com as características apresentadas nas Tabelas 4, 5 e 6 respectivamente, para avaliar qual seria a melhor combinação, entre o material de base e o material infiltrado, a utilizar na produção do inserto com canais de refrigeração conformáveis.

Relativamente ao cobre, as primeiras tentativas de infiltração, como será demonstrado ao longo do trabalho, foram realizadas com o cobre ETP (EN 13 601), que não fundiu na temperatura desejada e, por esse motivo optou-se pelo uso de um cobre em pó fornecido pelo fabricante LPW Technology, conforme mostra a Tabela 5.

Tabela 4: Composição química do cobre fornecida pelo fabricante (MetalCobre)

Elemento	Composição (%)
Cobre (Cu)	≤ 99,90
Bismuto (Bi)	≤ 0,0005
Oxigênio (O)	≤ 0,040
Fósforo (P)	-
Chumbo (Pb)	≤ 0,005
Outro elementos	≤ 0,03

Tabela 5: Composição química do cobre fornecida pelo fabricante (LPW Technology)

Elemento	Composição (% massa)
Cobre (Cu)	Predominância
Ferro (Fe)	<0.05
Oxigênio (O)	<0.1

Como referido anteriormente, a Tabela 6 apresenta a composição química do bronze.

Tabela 6: Composição química do bronze fornecida pelo fabricante (MetalCobre)

Elemento	Composição (% massa)
Cobre (Cu)	85,00 – 88,50
Estanho (Sn)	10,50 – 13,00
Níquel (Ni)	≤ 2,00
Chumbo (Pb)	≤ 0,70
Fósforo (P)	≤ 0,60

#### 3.1.4. Otimização da máquina e processo de deposição de materiais

Conforme já mencionado, o equipamento Iro3D é uma máquina que utiliza um sistema DSPD e foi inicialmente projetada para que fossem utilizados apenas pós esféricos e com granulometrias específicas. Entretanto, neste projeto, foram utilizados pós irregulares produzidos através de um processo de moagem.

No trabalho desenvolvido por Tavares, 2020, no qual foram utilizados materiais com grãos irregulares, incluindo a sílica, não ocorreu um fluxo contínuo nos bicos de

deposição com furos de 0,9 mm, mesmo com os materiais passando pela estufa para retirar a umidade residual após serem processados.

A máquina Iro3D tem quatro compartimentos responsáveis por armazenar e alimentar o seu respectivo bico de deposição, por exemplo, o compartimento 1 alimenta o bico de deposição 1, de acordo com a configuração apresentada na Figura 29.

Os bicos 0 e 2, foram projetados com uma haste de diâmetro de 16 mm e com um furo para deposição de material com um diâmetro de 0,9 mm. Estes dois bicos são responsáveis por depositar os pós de interface e produzir as zonas que necessitam de maior precisão na impressão. De referir que quanto menor for o grão de sílica no bico 0, melhor acabamento será obtido na peça que é infiltrada após o processo de impressão. Já os bicos numerados em 1 e 3 possuem uma haste de deposição com raio de 12 mm e um furo para deposição de material com um diâmetro de 1,9 mm. Esses bicos são responsáveis por imprimirem as regiões mais grosseira da impressão (maior volume e menor detalhe). Por exemplo, o bico 3 é responsável por imprimir zonas no interior da peça onde não haja necessidade de tanta precisão, i.e., zonas onde não há interface com a camada de sílica, e o bico 1 é responsável por zonas de suporte mais afastadas das zonas onde a peça é impressa (Figura 29).

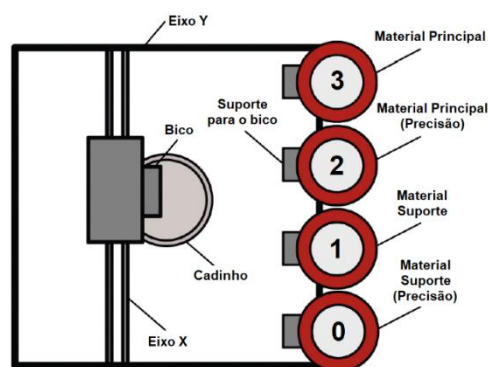


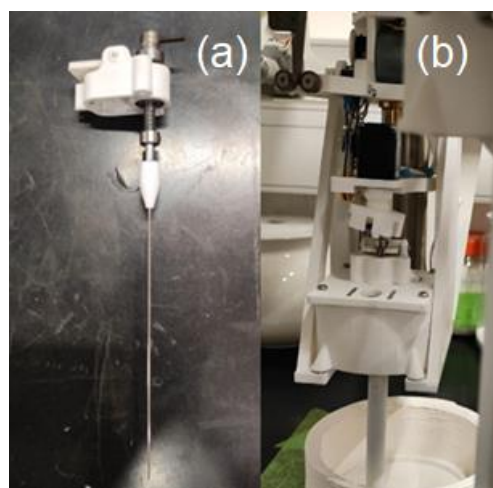
Figura 29: Ilustração da vista superior da Iro3D (Adaptado de Tavares, 2020).

A Figura 30 mostra as sílicas usadas, com diferentes tonalidades para clarificar melhor o processo. A sílica branca, impressa pelo bico 0, separa a região com o pó de metal da região com sílica em castanho (reutilizada) que tem granulometria mais grosseira e que foi impressa pelo bico 1.



*Figura 30: Representação da sílica com diferentes tonalidades como caracterização das funções de cada bico no processo de impressão.*

Os pós de metal utilizados têm uma geometria esférica, o que não acarreta nenhum problema de fluxo nos bicos 2 e 3. Para o material suporte, a sílica, o bico 1 também não apresentava problemas de fluxo. O bico 0 apresentou problemas durante o funcionamento, nomeadamente falhas de fluxo significativas, além de um problema de travamento no motor responsável por girar uma vareta interna que tem por função abrir e fechar o bico e auxiliar no fluxo do material. Outro problema recorrente no bico 0, relacionou-se com o facto de em muitos casos não ocorrer o fecho do fluxo no bico pela vareta devido às forças de resistência internas causadas pela sílica. Todos os bicos contêm a vareta, como mostra a Figura 31, e um motor eléctrico para fazer a rotação e auxiliar no fluxo.



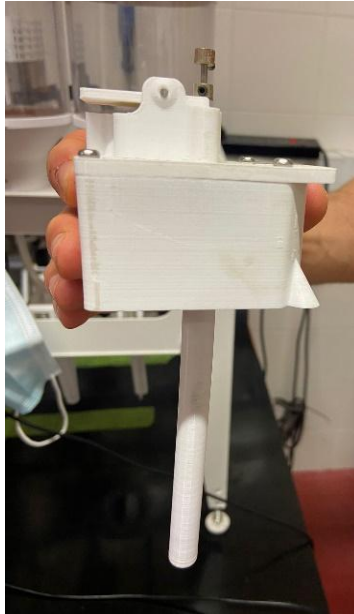
*Figura 31: (a) Vareta; (b) motor eléctrico de rotação acoplado à coroa.*

Foram aplicadas duas abordagens iniciais para tentar solucionar os problemas. A primeira consistiu em ajustar a mola de tal forma que ela tivesse força suficiente para fechar o bico após seu uso na impressão. De referir que não se pode comprimir a mola em excesso, uma vez que necessita ser comprimida durante o processo de impressão e o mecanismo da máquina não tem força suficiente para realizar essa compressão extra durante a impressão e, conseqüentemente, o bico continuaria fechado. Todos os bicos foram desmontados, montados e testados diversas vezes até que as respectivas molas estivessem posicionadas corretamente (comprimento ótimo para processo de impressão). Através desta abordagem foi possível aumentar os fluxos de sílica que ocorriam nos bicos 0 e 1. A segunda abordagem consistiu em colocar uma peça que fizesse peso sobre a engrenagem responsável por girar a vareta, conforme pode ser visto na Figura 32. Como a engrenagem muitas vezes “pulava”, essa abordagem ajudou a diminuir este problema.



*Figura 32: Peso sobre a coroa da engrenagem*

Outro problema notado em relação aos bicos, foi o fato de estarem empenados, com se pode observar na Figura 33, o que provocava um desalinhamento do sistema de abertura e fecho dos fluxos nos bicos, além de distorções na impressão. Para solucionar esse problema, foram impressos bicos novos em PLA (Figura 34) e os componentes dos bicos empenados foram instalados nos bicos novos.



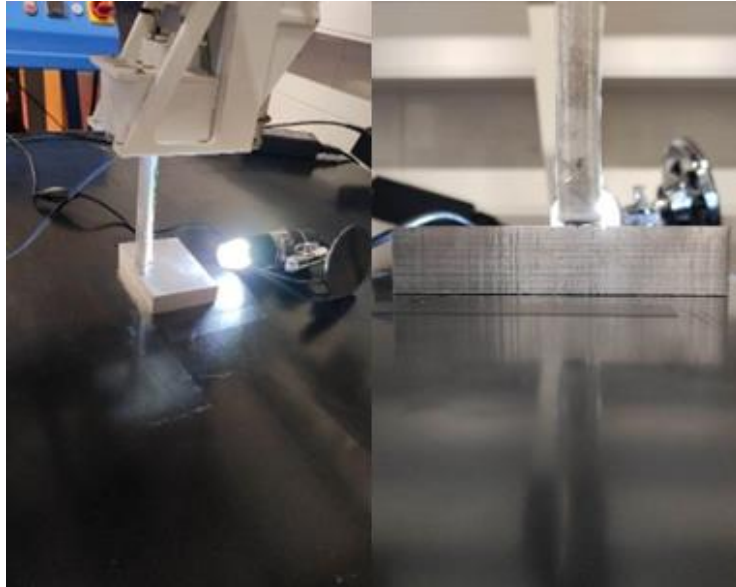
*Figura 33: Representação do bico empenado.*



*Figura 34: Representação de bico novo impresso em PLA.*

Após a instalação dos novos bicos, a máquina passou por um processo de realinhamento no qual consistiu em referenciar nos eixos x, y e z o ponto de impressão dos bicos 0, 2 e 3. A posição de impressão do bico 1 é considerada como referência para os outros bicos da máquina.

Para realizar a referência no eixo dos zz foi usado um pequeno bloco de alumínio, posicionado na zona de impressão conforme a Figura 35.



*Figura 35: Representação do processo de realinhamento da máquina.*

Primeiramente, posicionou-se o bico 1 no referencial x e y pré-definido acima desse bloco. O passo seguinte consistiu em descer o bico até próximo da superfície do bloco e depois percorrer na direção x até que saísse para fora do bloco sem tocar neste. Depois disso, o bico foi reposicionado no x, pré-definido anteriormente, descido em 50  $\mu\text{m}$  e novamente movimentado em x. Foi realizado esse processo iterativo até que o bico tocasse no bloco. A altura z em que o toque ocorria foi registada.

Esse procedimento foi realizado para todos os bicos e as alturas dos bicos 0, 2 e 3 calculadas relativamente ao bico 1 e inseridas no software conforme pode ser visto na Figura 36.

Tip Adjustment (all values are in microns)

Pourer	X	Y	Z
0 SupFn	-1150	-1500	-400
1 SupRf	0	0	0
2 BldFn	150	100	-400
3 BldRf	950	2050	-100

Figura 36: Processo de realinhamento da máquina no Software.

- Ajuste X e Y

Para este ajuste foi necessário o uso de um microscópio eletrônico que foi posicionado na área de impressão conforme a Figura 37.

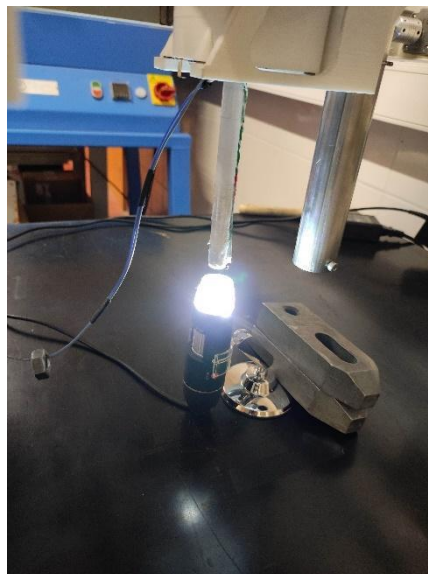


Figura 37: Processo de realinhamento da máquina com auxílio de microscópio eletrônico.

Para referenciar os bicos foi necessário definir uma altura z fixa, e de seguida procedeu-se ao movimento do bico em x e y até que a sua posição estivesse centrada na imagem do microscópio, conforme mostra a Figura 38, registando-se a posição em x e em y. Novamente, todos os bicos foram referenciados, tanto em x, como em y, em relação ao bico 1, e os dados foram inseridos no respetivo programa (Figura 38).



*Figura 38: Processo de realinhamento da máquina.*

Apesar da melhora da impressão com as alterações implementadas, ainda ocorreram falhas na impressão realizada pelo bico 0, conforme pode ser visto na Figura 39.



*Figura 39: Representação da impressão após o realinhamento da máquina*

Para solucionar esse problema usou-se a solução proposta na dissertação de mestrado de Tavares, 2020, como recomendação para trabalhos futuros, que consistia em um modelo em que são acoplados aos bicos injetores, pequenos motores vibratórios, conforme Figura 40.

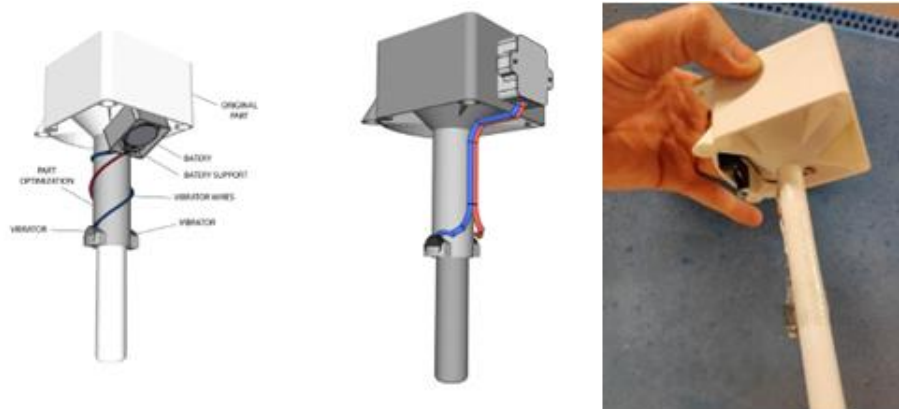


Figura 40: Proposta com acoplamento de motores vibratórios.

O processo de instalação dos motores foi realizado conforme sugerido pelo autor (Figura 40), sendo possível notar uma melhora significativa durante a impressão, entretanto, o sistema proposto funcionava com uma bateria de 3V acoplada ao bico e a bateria não conseguia durar tempo suficiente para produzir a impressão de peças maiores.

Como alternativa, optou-se por conectar uma fonte que pudesse gerar a voltagem necessária de forma a funcionar durante todo o tempo de impressão desejado (Figura 41).

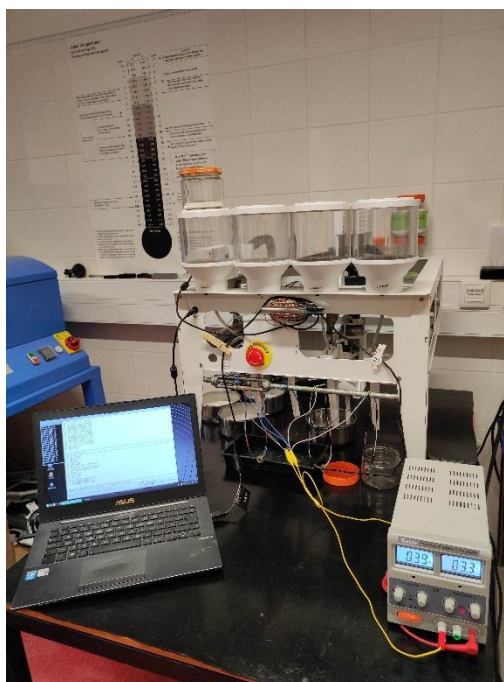


Figura 41: Proposta alternativa com fonte.

Com o uso da fonte foi possível otimizar a máquina ainda mais, de tal forma que não ocorressem mais defeitos durante a impressão, especialmente nos bicos onde os furos de saída tinham diâmetros menores e o pó também possuía uma granulometria menor, tornando-o menos denso e produzindo mais aglutinação. A maior vantagem desta aplicação foi a capacidade de regular a tensão aplicada às baterias, isso permitiu que fossem avaliados os fluxos de cada bico em algumas faixas de tensão, gerando assim um banco de dados para que fosse decidido qual seria a tensão ótima a ser utilizada na máquina de forma a ter-se a melhor qualidade e rapidez na impressão.

A metodologia utilizada na configuração do banco de dados consistiu em medir a quantidade de material (neste caso o parâmetro utilizado é o peso) que fluía em cada bico em uma determinada tensão. Os valores de tensão usados estavam na faixa de 2,0 – 3,5 V, com incrementos de 0,1. Os tempos utilizados de aberturas dos bicos para medir os fluxos foram de 1000 segundos para os bicos 0 e 2 e, 200 segundos para os bicos 1 e 3. Os resultados obtidos aparecem na Tabela 7 a seguir.

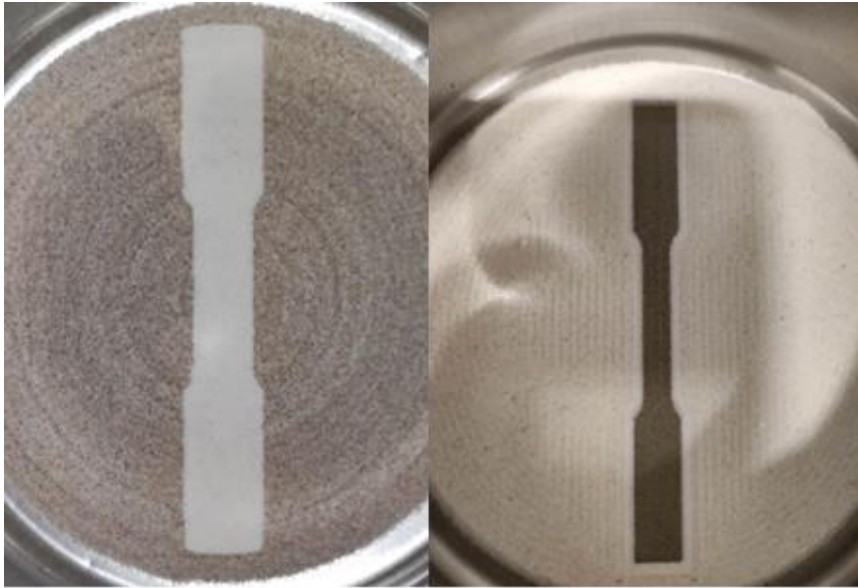
*Tabela 7: Massa dos materiais depositados pelos bicos. Para os bicos 0 e 2, t=1000 s; para os bicos 1 e 3, t=200 s.*

	Tensão Aplicada (V)															
	2	2.1	2.2	2.3	2.4	2.5	2.6	2.7	2.8	2.9	3	3.1	3.2	3.3	3.4	3.5
Bico 0 (g)	17.11	17.75	18.12	18.36	18.01	17.62	17.25	17.08	16.85	16.61	16.45	16.32	16.2	16.09	16.01	15.94
Bico 1 (g)	27.47	27.64	27.76	27.96	28.03	28.8	27.99	27.8	27.66	27.48	27.31	27.15	27.02	26.88	26.73	26.6
Bico 2 (g)	95.18	95.2	95.28	95.35	95.38	95.44	95.51	95.58	95.61	95.5	95.3	95.21	95.17	95.14	95.17	95.15
Bico 3 (g)	114.1	114.27	114.51	114.68	114.75	114.81	114.85	114.92	114.99	114.99	115.3	115.7	115.13	115.15	115.19	115.22

Todos os testes foram acompanhados no local para verificar se existiam momentos em que os fluxos eram interrompidos. Com todas essas informações, optou-se pelo uso da tensão de 2,3 V para as continuar com as impressões, pois essa foi uma das tensões que permitiu o fluxo contínuo para todos os bicos e produzia a maior quantidade de material no bico 0, o qual estava a ser o problema que ainda não havia sido solucionado com as melhorias implementadas na máquina anteriormente.

Por fim, esses novos valores de fluxo dos bicos foram introduzidos na máquina e como eram maiores do que os que estavam inseridos anteriormente no programa (valores de fluxo sem a vibração), foi possível aumentar a velocidade de impressão da máquina sem afetar a qualidade da impressão. Um provete normalizado (ASTM E8/E8M – 16a, 2016) que inicialmente demorava cerca de 50 horas para ser impresso, após as otimizações, esse mesmo provete passou a ser impresso em 6 horas e 30 minutos.

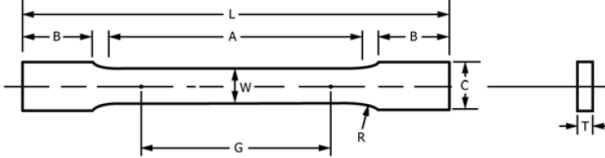
Na Figura 42 é possível observar a melhora na qualidade da impressão.



*Figura 42: Impressão após implementação de melhorias.*

A máquina Iron3D foi projetada para trabalhar no sistema Linux Mint 19 Edição Xfce 64 bits e o formato do arquivo usado no software de fatiamento da máquina é o STL (estereolitografia) binário.

Para desenhar as peças a serem impressas, foi usado o Solidworks 2022 versão para estudantes. O desenho do provete seguiu as dimensões que seriam necessárias para um teste normalizado de tensão em metais de acordo com a ASTM E8/E8M – 16<sup>a</sup>, (2016). Como o forno utilizado inicialmente permitia o uso de um cadinho com máximo de 130 mm de diâmetro, optou-se por produzir provetes na categoria subdimensionados, de acordo com a norma, de 6 mm conforme pode ser visto na Figura 43.



Dimensions	Standard Specimens		Subsize Specimen
	Plate-Type, 40 mm [1.500 in.] Wide	Sheet-Type, 12.5 mm [0.500 in.] Wide	6 mm [0.250 in.] Wide
	mm [in.]	mm [in.]	mm [in.]
G—Gauge length	200.0 ± 0.2 [8.00 ± 0.01]	50.0 ± 0.1 [2.000 ± 0.005]	25.0 ± 0.1 [1.000 ± 0.003]
W—Width	40.0 ± 2.0 [1.500 ± 0.125, -0.250]	12.5 ± 0.2 [0.500 ± 0.010]	6.0 ± 0.1 [0.250 ± 0.005]
T—Thickness		thickness of material	
R—Radius of fillet, min	25 [1]	12.5 [0.500]	6 [0.250]
L—Overall length, min	450 [18]	200 [8]	100 [4]
A—Length of reduced parallel section, min	225 [9]	57 [2.25]	32 [1.25]
B—Length of grip section, min	75 [3]	50 [2]	30 [1.25]
C—Width of grip section, approximate	50 [2]	20 [0.750]	10 [0.375]

Figura 43: Dimensões do provete para ensaio de tração de acordo com a ASTM E8/E8M – 16a, 2016 .

A Figura 44 mostra o modelo CAD produzido para a impressão dos provetes.

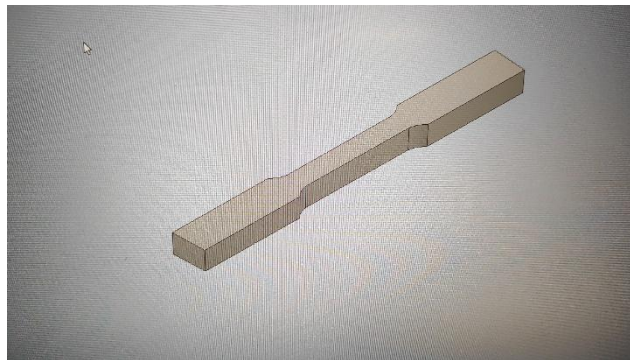


Figura 44: CAD produzido para a impressão dos provetes

Após inserir o STL dentro do programa da Iro3D, o *slicer* gerou para o provete a ser impresso a trajetória apresentada na Figura 45.

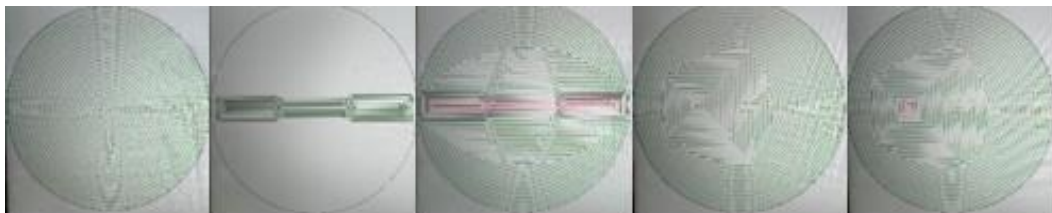


Figura 45: Representação da trajetória gerada pelo slicer.

### 3.1.5. Cadinho

Como o trabalho seria realizado em temperaturas relativamente altas (900 – 1250 °C), o cadinho a ser utilizado no processo deveria ser capaz de resistir sem que houvesse nenhum tipo de rompimento, pois isso poderia causar o vazamento do metal para o forno e, além disso, não poderia ser composto de materiais capazes de interferir de maneira significativa na atmosfera do forno. Por isso, optou-se pelo uso de um cadinho composto de aço e com uma fina camada superficial de aço inox, o mesmo material que seria utilizado em um dos pós da impressão. Foram discutidas outras possibilidades como cadinhos de alumina ou de carbono, mas a grande vantagem dos cadinhos utilizados foi relativamente ao baixo custo, a possibilidade de algumas reutilizações e a possibilidade de aquisição para o uso de impressões em diferentes formatos, por exemplo, para a impressão do inserto foi necessário o uso de um cadinho com maior altura e sem a necessidade de um diâmetro tão largo quanto o usado para a impressão dos provetes. As dimensões dos dois modelos de cadinho utilizados foram:

- Cadinho para a impressão dos provetes: 130 x 70 mm (diâmetro x altura);
- Cadinho para a impressão do inserto: 115 x 110 mm (diâmetro x altura).



*Figura 46: Modelo de cadinho utilizado*

### 3.1.6. Corte do Material de infiltração

Os primeiros materiais utilizados para infiltração foram provenientes de varões de bronze e cobre. Posteriormente, foi necessário subdividi-los em partes menores para utilização nas infiltrações dos provetes que eram peças menores. Conforme discutido na parte introdutória deste trabalho, o excesso de material infiltrante pode causar uma distorção no compacto. Portanto utilizou-se uma estimativa aproximada de que metade do volume do provete seria preenchida pelo material infiltrante e com isso os varões foram cortados de forma a produzir esses volumes. Para isso, foi utilizado o serrote de fita portátil *WURTH* pbs 160 – automatic (Figura 47).



*Figura 47: Serrote utilizado no processo*

### 3.1.7. Preparo para o cozimento

Nesta seção serão discutidos os preparos realizados antes dos cadinhos com as peças impressas a serem levadas ao forno.

Vale ressaltar que ao longo do desenvolvimento do presente trabalho foram utilizados dois fornos distintos. Um com atmosfera controlada e outro sem atmosfera controlada.

### a) Preparativos para o cozimento em forno com atmosfera controlada

Os preparativos neste caso são mais simples. O pedaço de metal a ser infiltrado ou o pó a ser infiltrado, foi colocado na região do canal que fica exposto na superfície após a impressão, conforme mostrado na Figura 48 a), pois é por esse local que o metal de infiltração, após fundido, inicia seu processo de infiltração até que preencha todos os espaços do pó de metal na impressão. Em seguida, esse metal de infiltração foi cercado por uma quantidade de sílica conforme apresentado na Figura 48 b), de tal forma que ele não dispersasse na superfície de sílica impressa. Para o cobre em pó, produziu-se uma adaptação antes de cercá-lo com sílica conforme também pode ser visto na Figura 48 c), sendo que a adaptação foi retirada após a colocação da sílica.



Figura 48: Representação do preparativo do processo de infiltração.

### b) Preparo para o cozimento em forno sem atmosfera controlada

A atmosfera durante a fusão de metais é importantíssima, já que ela será responsável por definir as reações químicas que irão ocorrer no interior do forno.

Conseqüentemente, o preparo para este tipo de forno é mais delicado, pois é muito difícil conseguir repetir as mesmas condições de atmosfera no interior do mesmo para cada provete. Portanto, a melhor forma consiste em fazer algumas tentativas com distintas configurações de produção, selecionar aquela que melhor apresenta resultados e reproduzi-la com a maior fidelidade possível na produção dos outros provetes, mantendo assim um padrão. O diagrama de Ellingham apresenta uma teoria base para que fosse delineado o caminho a ser seguido.

Alguns dos metais que participavam do processo, apresentam grande capacidade de oxidação nas temperaturas usadas para fundir os metais de infiltração e essas reações são indesejáveis.

Para que essas reações não ocorram ou sejam minimizadas, torna-se necessário diminuir a quantidade de oxigênio na atmosfera do forno. Uma solução comumente usada nestes casos é o uso de carvão coque. O carbono contido no carvão, de acordo com o diagrama de Ellingham apresentado na Figura 26, passa a reagir com o oxigênio formando óxidos e diminui a concentração do oxigênio no forno, minimizando assim o efeito de oxidação nos componentes metálicos.

O ambiente de produção de moldes permite o contato com as mais distintas tecnologias de fabricação, umas dessas tecnologias é o EDM (Electrical Discharge Machining), que utiliza eléctrodos de grafite em sua aplicação, esses eléctrodos têm altíssimo grau de pureza de carbono em sua grande maioria e, após o processo de erosão, acabam por serem descartados. Neste trabalho, decidiu-se por utilizar esses eléctrodos de grafite ao invés do carvão coque, devido às suas excelentes propriedades químicas e a possibilidade de reaproveitamento. Os eléctrodos foram gentilmente cedidos pela empresa PMM localizada na zona da Maceira, em Leiria.

A partir daí foram elaboradas algumas configurações que são descritas a seguir:

- **Configuração 1** – inicialmente foram colocados os eléctrodos logo a seguir da última camada impressa, ao lado do metal de infiltração e por fim cobrir com sílica antes de levar ao forno conforme mostrado na Figura 49.



*Figura 49: Configuração 1 para teste no forno sem atmosfera controlada.*

O resultado desta tentativa foi um provete com altíssimo grau de oxidação, com bolhas e grande degradação de matéria conforme observado na Figura 50. Também foi observado que ao final do processo, quando a sílica passou pelo reprocessamento (peneirada novamente para separar as granulometrias e ser reutilizada nos processos seguintes de impressão), restava no compartimento abaixo das peneiras, além do pó de sílica, um pó com altas impurezas que foi provavelmente resultante do processo de oxidação do carbono conforme pode ser visto na figura. Essa fuligem resultante, pode também ter entrado em contacto com o provete e causado os problemas superficiais apresentados.



*Figura 50: Resultado de teste com a configuração 1.*

- **Configuração 2** – A configuração implementada neste caso utilizava uma placa refratária de cerâmica recoberta com a massa refratária apresentada na Figura 51, sendo o cadinho colocado no centro dessa placa e cercado pelos pedaços de eléctrodos. Essa configuração pode ser vista na Figura 52.



*Figura 51: Massa Refratária para temperaturas até 1500 °C*



*Figura 52: Configuração 2 para teste no forno sem atmosfera controlada.*

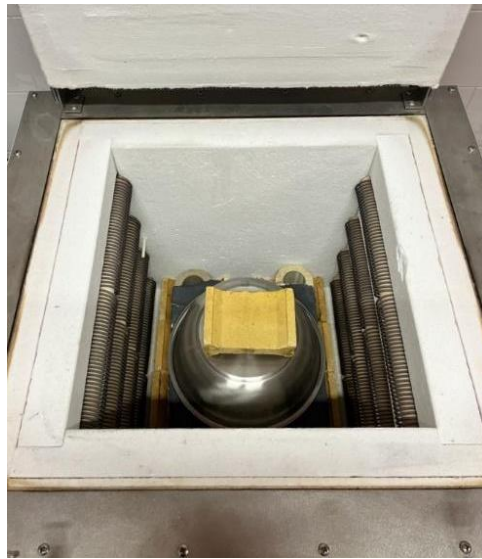
A ideia consistiu em criar uma zona no interior do forno onde ocorresse a condensação dos produtos da oxidação do carbono. Também foi utilizada uma maior quantidade de eléctrodos do que na primeira configuração. O resultado foi um provete menos oxidado e com a forma próxima da desejada (Figura 53).



*Figura 53: Resultado de teste com a configuração 2.*

- **Configuração 3** – Os resultados na configuração 2 foram de grande valia na implementação desta solução, pois observou-se que os eléctrodos estavam a ser colocados numa posição que favoreceu o processo de infiltração em relação a configuração 1, portanto, optou-se por manter os eléctrodos nessa posição e produzir um arranjo que permitisse colocar mais eléctrodos e melhorar ainda mais o isolamento produzido pela massa refratária. Para isso, utilizou-se de pequenos pedaços de placa refratária empilhados e um pedaço de placa refratária cortado na dimensão do fundo do cadinho na construção de

uma disposição em que o cadinho ficasse um pouco mais acima dessa região onde ocorreria a condensação. Além disso, aumentou-se mais a espessura da massa refratária que havia sido aplicada na configuração 2 na tentativa de melhorar o desempenho térmico da superfície de forma a promover maior condensação. Por fim, utilizou-se um novo recipiente de aço inoxidável para cobrir a disposição com o objetivo de criar uma região de atmosfera menor no interior do forno conforme pode ser visto na Figura 54.



*Figura 54: Configuração 3 para teste no forno sem atmosfera controlada.*

Sendo assim, o fluxo de oxigênio que entraria no processo, principalmente no início da infiltração, teria que obrigatoriamente que passar pela região onde estariam os eléctrodos e grande parte da fuligem gerada, já decantaria no local. Com essa configuração foi, finalmente, possível produzir um provete com apenas uma fina camada superficial conforme mostrado na Figura 55, considerada aceitável em um processo em que o controle é bem limitado.



*Figura 55: Resultado de teste com a configuração 3.*

### 3.1.8. Cozimento

Nesta fase, os provetes produzidos nas impressões passaram por um ciclo de temperaturas com a intenção de fundir o material de infiltração, sem que houvesse fundição do material base. Além disso, para o forno de atmosfera controlada, foram usados gases de argônio e hidrogénio.

Nesta seção, os experimentos foram divididos em duas categorias, uma com os experimentos desenvolvidos no forno com atmosfera controlada e a outra no forno sem atmosfera controlada.

#### a) Experiências no forno com atmosfera controlada

No início, todos os preparativos do trabalho foram projetados para o uso do forno Termolab modelo Vácuo Ref. 304/20 apresentado na Figura 56, pois seria o mais indicado para produzir resultados com o menor nível de oxidação.



Figura 56: Representação do forno Termolab modelo Vácuo Ref. 304/20.

Após a finalização da impressão dos primeiros provetes com sucesso, não havia garrafas de hidrogénio disponíveis, então optou-se por realizar testes de infiltração com uma atmosfera de argônio no interior do forno supracitado.

De acordo com German, 2005, as temperaturas de fusão do cobre e do bronze, respectivamente, giram em torno de 1100°C e 1000°C. Com base nessa informação foi definido um ciclo inicial para cada um desses materiais que podem ser vistos na

Figura 57 e Figura 58. Em caso de insucesso, nas penetrações seriam avaliadas temperaturas aumentadas de 50 em 50°C sem que fossem excedidos os valores de 1250°C para o cobre e 1150°C para o bronze. Em caso de penetrações parciais, seriam avaliados os tempos dos ciclos aumentando de 1 em 1 hora até obter o tempo necessário para uma penetração total. Por fim, após um período neste patamar, haveria um período de decréscimo de temperatura característico do forno, ou seja, seriam necessárias em torno de 6 horas até que a temperatura saísse do patamar mais alto e atingisse a temperatura ambiente.

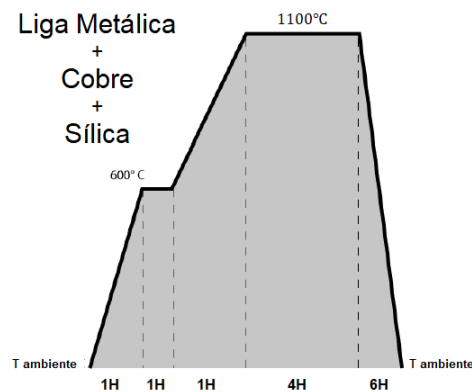


Figura 57: Representação da temperatura de fusão em relação ao tempo.

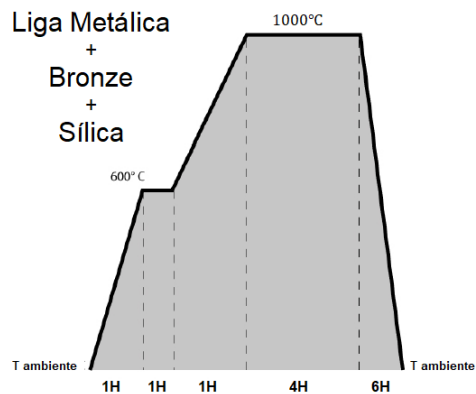


Figura 58: Representação da temperatura de fusão em relação ao tempo.

Durante o aquecimento é importante levar em consideração um tempo para estabilização da sílica, portanto, foi adotado neste trabalho um intervalo de 1 hora até que fosse atingida a temperatura de 600°C, mais 1 hora nesse patamar de temperatura, além de mais 1 hora de gradiente até que fosse atingida a temperatura de fusão dos metais de infiltração.

Esse procedimento foi utilizado com atmosfera de argônio e posteriormente com atmosfera de hidrogénio.

#### **b) Experimentos em forno com atmosfera não controlada**

Para este caso, utilizou-se parte dos resultados obtidos no primeiro forno, conforme será discutido mais adiante, a temperatura de fusão atingida pelo cobre foi de 1150°C com um tempo de 4 horas nesta temperatura, entretanto, não houve penetração total no pó utilizado como base. A partir daí, definiu-se que na nova atmosfera, os primeiros testes seriam adotados um tempo de 12 horas nesta temperatura para o cobre e o mesmo tempo para o bronze, mas na temperatura de 1050°C. Vale ressaltar que até este ponto não haviam sido obtidos provetes com infiltração total.

O forno usado foi o da Termolab modelo HOB 304/20 apresentado na Figura 59.



*Figura 59: Forno Termolab modelo HOB 304/20 (Fonte: CDRSP-IPLeia, Portugal).*

### 3.1.9. Processamento de acabamento (Limpeza e Retificação)

O material produzido após a infiltração necessita de passar por um processo de acabamento para limpar a sílica que adere à superfície e possíveis oxidações que podem ocorrer, especialmente quando produzido no forno sem atmosfera controlada.

Para que não houvesse grande variação nas dimensões dos provetes produzidos, utilizou-se uma escova de arame metálico em latão, sendo acoplada no engenho de furar TRU TT – 16TIF do CDRSP mostrada na Figura 60.



Figura 60: Engenho de furar TRU TT – 16TIF (Fonte: CDRSP-IPLeiria, Portugal).

No caso dos provetes, houve a necessidade de uma limpeza maior em uma das superfícies, pois estas passariam por testes de dureza e necessitavam estar o mais planas possíveis. Portanto, optou-se por realizar uma leve retificação nestes provetes. Esta decisão pode ser bastante discutível, afinal, qualquer intervenção deste nível irá alterar as propriedades do material produzido pela tecnologia, entretanto, buscou-se minimizar ao máximo estas intervenções e foi considerado que, em geral, os materiais produzidos por essa tecnologia teriam que passar por algum processo de maquinação para atingir a forma final desejada com um melhor acabamento.

A retificação foi feita no esmeril da Quantum modelo doppelschleifer QMS150 presente no laboratório do CDRSP mostrado na Figura 61.



*Figura 61: Esmeril modelo Quantum doppelschleifer QMS150 (Fonte:CDRSP-IPL).*

## 4. RESULTADOS

Neste capítulo serão apresentados os resultados obtidos com os passos e procedimentos seguidos no capítulo anterior.

Primeiramente, serão apresentados os processos e resultados obtidos com o uso do forno de atmosfera controlada. Em seguida, serão apresentados os procedimentos e resultados obtidos com o uso do forno sem atmosfera controlada. Na parte seguinte, serão apresentados os resultados obtidos com os testes de dureza e de tração. Por fim, serão apresentados o resultado do postigo obtido e o comparativo entre o scanner realizado no postigo e o CAD original.

### 4.1. Forno com atmosfera controlada

#### 4.1.1. Bronze em atmosfera de argônio

- **1000°C, t = 4h** – A primeira tentativa de infiltração no trabalho, foi realizada com o provete sendo impresso com aço inoxidável 16316D.04 e infiltrado por bronze. A temperatura máxima utilizada foi de 1000°C. Não houve infiltração para esse caso e não houve fusão do bronze conforme pode ser visto na Figura 62 (a). A questão da não infiltração é de difícil apresentação, pois o pó fica no interior da sílica e, neste caso, não há nenhum tipo de ligação entre os componentes metálicos dele. Portanto, não é possível observar em um registro fotográfico essa situação, pois o resultado dessa tentativa foi apenas uma mistura de pós e o pedaço de bronze não infiltrado.

Posteriormente, foi realizada uma tentativa de infiltração, em outro forno, deste mesmo pó com as mesmas condições na qual foram produzidos os provetes utilizando a liga de um outro pó metálico, foi feito o registro fotográfico apresentado na Figura 62 (b), em que é possível notar o pó não infiltrado no meio da região aberta da sílica.



Figura 62: (a) Bronze não infiltrado; (b) Pó do metal base 16316D.04 não infiltrado pelo Bronze.

- **1050°C e 1100°C, t= 4h** – Para essas duas tentativas também não houve infiltração com o provete sendo impresso com aço inoxidável 16316D.04, além de aparentemente não ter ocorrido a fusão do bronze.
- **1150°C** – Não foi realizado, pois optou-se por não prosseguir com os ensaios em atmosfera de argônio, pois o nível de oxidação ocorrido estava aumentando e isto poderia danificar o forno.

#### 4.1.2. Cobre na atmosfera de hidrogênio

- **1100°C, 1150°C e 1200°C, t = 4h** – Como não se obteve êxito nas tentativas de infiltrar o bronze no provete impresso com aço inoxidável 16316D.04 em atmosfera de argônio, decidiu-se por não utilizar mais esse tipo de atmosfera, pois ela não reduz a quantidade de oxigênio no interior do forno, ela apenas reduz a percentagem de oxigênio no total de gases contidos no interior do forno, portanto, optou-se em tentar a infiltração apenas em atmosfera de hidrogênio.

O cobre utilizado nesta tentativa foi o cobre ETP (EN 13 601), fornecido pela MetalCobre. Neste caso, os resultados foram similares aos das outras tentativas de infiltração realizadas. Não houve infiltração no provete impresso

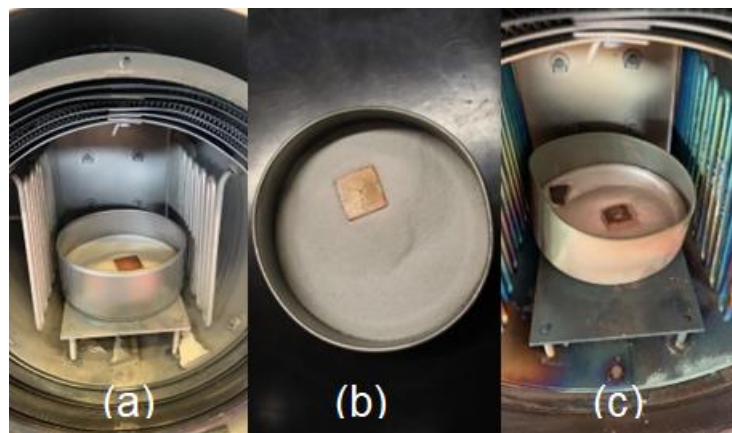
com aço inoxidável 16316D.04 também, aparentemente, não houve fusão do cobre.

A única diferença observada foi em relação ao que aconteceu com o cadinho e com o interior do forno nesta atmosfera, conforme apresentado na Figura 63.

Durante os experimentos com o bronze em atmosfera de argônio, houve grande oxidação dos elementos e estes aderiram às paredes do forno.

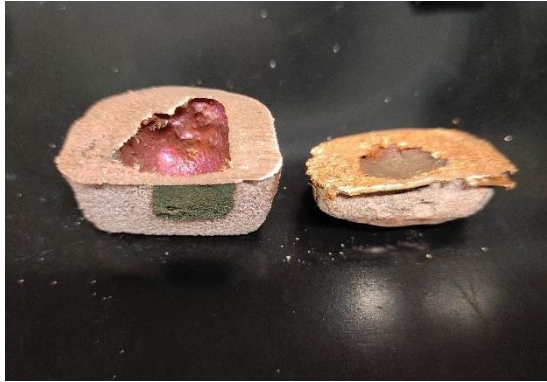
Entretanto, ao utilizar-se atmosfera de hidrogênio, esses óxidos que estavam aderidos às paredes se desprenderam e saíram do forno.

Os registros dos cadinhos ao saírem do forno podem ser vistos na Figura 63.



*Figura 63: Cobre com atmosfera de hidrogênio – (a) 1100°C, (b)1150°C e (c)1200°C.*

Quanto à expansão do cobre, realizou-se um corte para avaliar o que teria acontecido conforme pode ser observado na Figura 64. Esse resultado é devido à existência de bolhas de ar no interior da barra de cobre antes do aquecimento e que sofreram expansão durante o processo termodinâmico.



*Figura 64: Corte do cobre mostra ocorrência de bolhas de ar.*

- **1250°C, t = 4h** – Para esta tentativa de infiltração, foi usada a limalha de cobre proveniente do corte do cobre ETP (EN 13 601) e como material base o aço inoxidável 16316D.04. Imaginou-se que com pedaços menores e uma superfície maior de contato o cobre seria capaz de fundir ainda mais a uma temperatura mais elevada. Entretanto, o cobre não fundiu e não houve penetração. Mas dessa vez, diferentemente das outras tentativas, o pó depositado sinterizou e formou um provete frágil e que se desfazia com extrema facilidade. O resultado pode ser visto na Figura 65.



*Figura 65: A 1250°C em atmosfera de hidrogénio o cobre não fundiu e o 16316D.04 sinterizou.*

#### 4.1.3. Testes com diferentes materiais para avaliar o uso de um novo material base e temperaturas de fusão dos infiltrantes

Após insucessos nas tentativas de infiltração utilizando o aço inoxidável 16316D.04 como metal base a ser infiltrado e a não fundição dos materiais de infiltração, decidiu-se avaliar se outro metal base poderia ser utilizado no lugar do aço inox 16316D.04. Ao analisar o diagrama de Ellingham é possível notar que o cromo tem grande tendência para sofrer oxidação nas temperaturas testadas, aparentemente, essa seria a razão para que não ocorressem infiltrações. Baseado nisso, optou-se por tentar usar um material sem cromo e fazer alguns testes. Entretanto, os materiais disponíveis seriam os utilizados na fabricação de SLM (selective laser melting) e teriam uma granulometria menor, o que implicaria um risco pela menor quantidade de espaços na matriz, o que dificulta a infiltração. Também era desejado que o material não sofresse fusão, ou pelo menos, não sofresse fusão completa, no máximo algum processo de sinterização leve. Com base nesse raciocínio foi encontrado um material no laboratório de SLM do CDRSP que corresponderia aos requisitos necessários. Portanto, esse material foi levado ao forno, com atmosfera de hidrogénio a 1150°C durante 4 horas para avaliar o seu comportamento nessas condições. Além disso, devido ao fato de o cobre e o bronze não fundirem durante os experimentos anteriores, foram colocadas uma amostra de cada um no interior do forno e uma amostra de pó de cobre fornecida pela LPW Technology nestas mesmas condições de atmosfera e temperatura. Os pós utilizados e os resultados obtidos estão apresentado a seguir:

- **Cobre ETP (EN 13 601)** – Não houve fusão do material durante o processo.

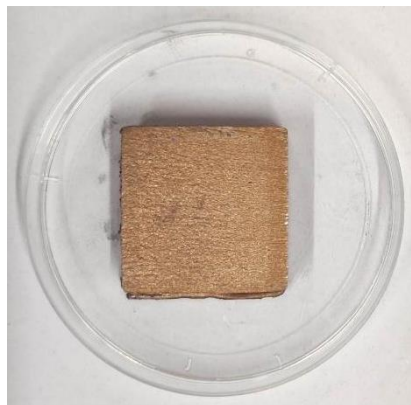


Figura 66: Amostra de Cobre ETP (EN 13 601) após o experimento.

- **Bronze** – Houve fusão e o material dispersou-se pelo fundo do cadinho, não foi possível um registo qualificado devido à amostra colocada ser pequena e ter ocorrido uma dissipação completa. Mas foi de grande valia observar que ocorreu a fusão total do material isolado.
- **Cobre LPW technology** – Ocorreu a fusão conforme pode ser visto na Figura 67.



*Figura 67: Cobre LPW technology após o experimento.*

- **W722** – O resultado apresentado foi uma estrutura com alguma ligação, mas que se desfazia facilmente quando manipulada. Conclui-se que este pó sofria uma leve sinterização, mas que ainda era capaz de permitir a infiltração devido a alguns espaços que persistiam em sua matriz após passar pelo processo de aquecimento até a temperatura que seria utilizada para fundir o bronze e o cobre em pó, que como visto nos itens anteriores, seriam capazes de fundir a esta temperatura. A Figura 68 apresenta o estado do metal após os testes.



*Figura 68: W722 após o experimento.*

#### **4.1.4. Teste de infiltração de cobre em uma amostra de W722**

Através dos resultados produzidos nesta etapa foi possível definir novas diretrizes para o decorrer do trabalho. O W722, após passar pelo processo de aquecimento, apresentou propriedades próximas das desejáveis para que fosse possível realizar um processo de infiltração. Para obter a certeza de que haveria infiltração, decidiu-se fazer uma tentativa de infiltração em uma porção deste material utilizando o pó de cobre do fornecedor LPW technology, pois um provete levaria um tempo de 6,5 h para ser impresso.

Em um cadinho que estava danificado ao ponto de não poder ser utilizado no processo de impressão, mas que ainda poderia ser útil para este teste, foi colocada uma camada de sílica e sobre essa camada foi depositado com uma colher um pouco do pó de W722. Em seguida o pó foi quase totalmente coberto por sílica deixando apenas uma pequena abertura na superfície. Sobre essa abertura foi depositado também com uma colher o pó de cobre, por fim, tudo foi coberto por sílica. Essa estrutura foi levada ao forno nas mesmas condições em que foi realizado o teste anterior (Atmosfera de hidrogênio, temperatura = 1150°C e t = 4 horas). O resultado foi a infiltração da liga W722 pelo cobre conforme pode ser visto na Figura 69.



*Figura 69: Corte na amostra na qual foi realizada a infiltração do cobre na liga W722*

#### **4.1.5. Primeiro provete parcialmente infiltrado**

Nesta etapa imprimiu-se na Iro3D um provete utilizando o pó W722 como base. Com os parâmetros devidamente ajustados para este material, o tempo de impressão teve um aumento, passando de 6 horas e 30 min para 6 horas e 50 min. Os processos seguintes de preparação foram feitos utilizando-se o cobre da LPW como material de infiltração e essa estrutura foi levada ao forno nas mesmas condições em que foi realizado o teste anterior (Atmosfera de hidrogénio, temperatura = 1150°C e t = 4 horas). O resultado foi a infiltração parcial do provete da liga W722 pelo cobre como pode ser visto na Figura 70.



*Figura 70: Primeiro provete em W722 infiltrado parcialmente por cobre da LPW.*

Algumas observações foram feitas em relação aos resultados obtidos no provete:

- A Iro3D estava desalinhada e causou uma falha no processo de impressão, pois o provete apresentou um rebaixo na parte central.

- A verificação da ocorrência da infiltração parcial se deu de forma visual após uma leve retificação na superfície do corpo. Assim foi possível visualizar até onde a região brilhante (onde o cobre havia se infiltrado) se estendia.

## 4.2. Forno com atmosfera não controlada

Devido a impossibilidade da continuidade do trabalho no forno com atmosfera controlável, foi preciso buscar uma solução alternativa. Por essa razão, a produção dos provetes e do postigo foi realizada no forno sem atmosfera controlada.

### 4.2.1. Produção dos provetes em cobre

Com a ocorrência da infiltração parcial de cobre no provete, foram tiradas algumas conclusões utilizadas nesta fase do trabalho.

A principal delas foi de que seria necessário mais tempo para que o material infiltrado chegasse até o outro lado do provete. A zona onde está localizado o canal de infiltração está, aproximadamente, a 30mm de uma ponta do provete, e a 70mm da outra. Durante a análise visual realizada no provete com infiltração parcial, notou-se que em relação a maior distância o cobre havia penetrado em torno de 25mm. Uma representação desta situação pode ser vista na Figura 71.

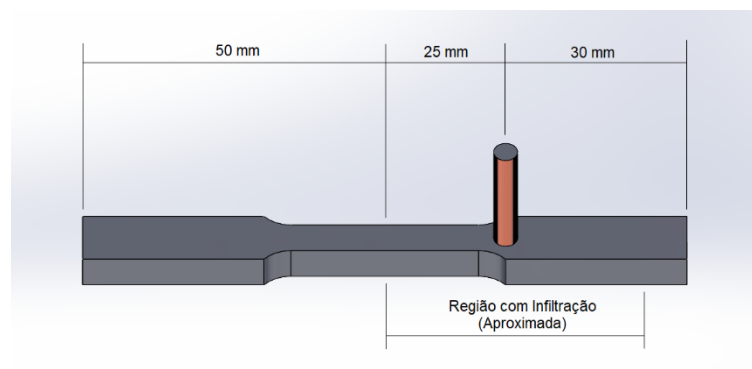


Figura 71: Região aproximada da infiltração no provete.

Se o cobre da LPW apresentou uma taxa de penetração aproximada de 25 mm em 4 horas no W722, concluiu-se que seriam necessárias aproximadamente 12 horas para preencher o provete todo. Portanto, foi esse o tempo utilizado na tentativa de infiltração do primeiro provete no forno com atmosfera não controlada. O gráfico do ciclo realizado está representado na Figura 72.

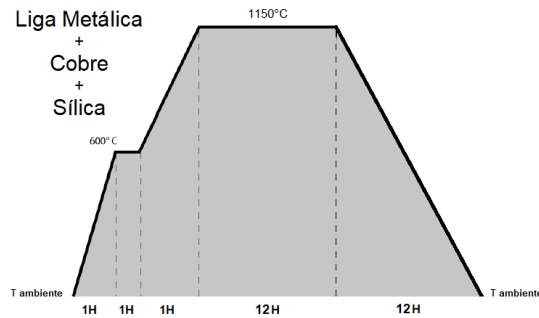


Figura 72: Gráfico do ciclo de temperatura do cobre no forno com atmosfera não controlada.

O resultado em relação a penetração total foi satisfatório, entretanto, conforme já discutido item 3.1.7 (Preparo para o cozimento), para a primeira configuração utilizada no forno houve grande oxidação do provete. Apesar disso, esse tempo foi mantido até que fosse obtida uma configuração capaz de produzir os provetes com qualidade.

Ao ser atingida a configuração necessária, reduziu-se o tempo de exposição para 10 horas para verificar a possibilidade de otimizar ainda mais o processo, no entanto, essa redução não se verificou satisfatória, pois o provete produzido nela não apresentou total penetração conforme pode ser visto na Figura 73.



*Figura 73: Penetração parcial de cobre para 10 horas de exposição a 1150°C.*

Portanto, o padrão mantido para a produção de todos os provetes impressos em W722 e penetrados por cobre da LPW, foi o da terceira configuração apresentada no item 3.1.7 em conjunto com o ciclo de temperatura representado na figura. Os provetes produzidos para o cobre estão apresentados na Figura 74, a seguir.



*Figura 74: Provetes em cobre.*

#### 4.2.2. Produção de provetes em bronze

Após o êxito na penetração dos provetes em cobre, as atenções passaram para a tentativa de infiltração dos provetes produzidos em W722 e penetrados por bronze.

Como já estava definida a configuração ótima para o forno sem atmosfera controlada, restou ser analisado se seria possível ocorrer a penetração do bronze em W722 e quanto tempo seria necessário para permitir uma penetração total de forma otimizada.

Adotou-se inicialmente o ciclo de produção utilizado para a produção dos provetes em cobre, com exceção ao valor utilizado para a temperatura máxima, que neste caso foi de 1050°C. O resultado se mostrou satisfatório na primeira tentativa. Foi possível concluir, após o processo de maquinação, que o provete obtido apresentava penetração total.

Na tentativa de otimizar o processo, reduziu-se o tempo de exposição à temperatura máxima de 12 horas para 10 horas, obtendo-se nova penetração total. Na sequência, reduziu-se para 8 horas com o provete partindo durante a maquinação demonstrando que para esse tempo não haveria penetração total. O provete com 8 horas de ciclo, sem penetração total, pode ser visto na Figura 75.



*Figura 75: Penetração parcial de bronze para 8 horas de exposição a 1050°C.*

Conclui-se que o ciclo de temperatura necessário para a produção dos provetes de bronze deveria ser o da Figura 76.

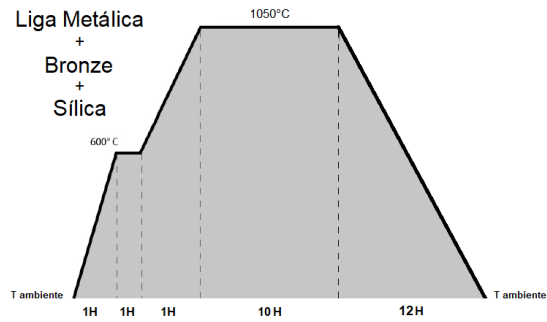


Figura 76: Gráfico do ciclo de temperatura do bronze no forno com atmosfera não controlada.

Portanto, o padrão mantido para a produção de todos os provetes impressos em W722 e penetrados por bronze da MetalCobre, foi o da terceira configuração apresentada no item 3.1.7 em conjunto com o ciclo de temperatura representado na figura. Os provetes produzidos para o bronze estão apresentados na Figura 77, a seguir.



Figura 77: Provetes em bronze

### 4.3. Ensaio Mecânico

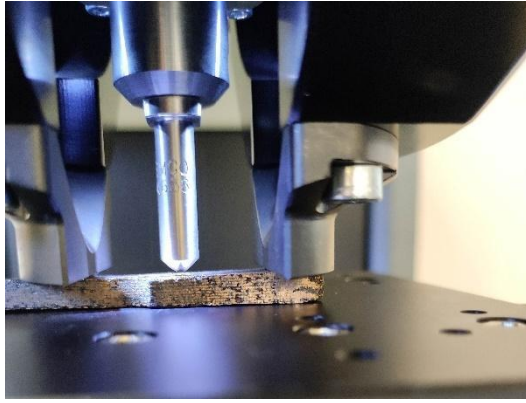
#### 4.3.1. Ensaio de dureza

Os testes de dureza foram realizados no laboratório da ESTG do Instituto Politécnico de Leiria, com o auxílio da técnica de laboratório Fernanda. O durômetro utilizado foi o DuraVision G520/30 mostrada na Figura 78.

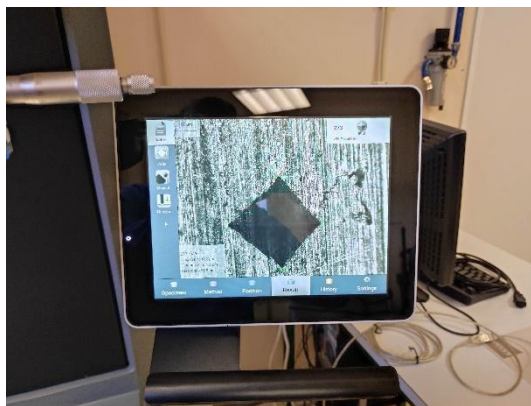


*Figura 78: Máquina DuraVision G520/30 utilizada para testes de dureza.*

Os testes de dureza foram realizados nas duas extremidades dos provetes, e dessa forma foi possível analisar se a infiltração ocorreu de forma homogênea. Também foi apresentado um valor médio de dureza medido nesses dois pontos para cada provete. A escala utilizada foi a Vickers (HV), pois essa escala possui um intervalo maior de conversão para outras escalas, possibilitando assim a comparação dos resultados de dureza médios com as durezas do cobre, do bronze e do W722, que estavam em outras escalas. Na Figura 79 é apresentada a indentação realizada em um dos provetes durante os ensaios e na Figura 80 é possível ver a marca deixada pelo indentador e valor da dureza já calculado pela máquina.



*Figura 79: Ensaio de microdureza.*



*Figura 80: Identação realizada em um provete de Bronze*

- **Cobre**

Na Tabela 8 estão representadas as durezas obtidas em cada uma das extremidades e a média para cada provete de cobre. O ponto de infiltração está próximo da extremidade A.

Tabela 8: Dureza Vickers para os provetes infiltrados por cobre.

Cobre			
Provete	Dureza em A	Dureza em B	Dureza Média
A	160	200	180
B	129	187	158
C	173	175	174
D	149	139	144
E	134	163	149
F	185	151	168
G	138	117	128
H	140	115	128
I	184	187	186
J	140	158	149

O valor médio da dureza dos 10 provetes infiltrados por cobre foi de 156 Vickers.

De acordo com o fabricante as durezas típicas do Cobre e do W722 são:

- Dureza Cobre - Dureza-Brinell típica 75 - 100 HBW
- Dureza W722 - 51 - 55 HRc

Fazendo a conversão de acordo com a tabela de conversão entre escalas de dureza contida no Anexo, a dureza do cobre e do W722 em Vickers são:

- Dureza Cobre – Dureza Vickers típica 80 - 105 HV
- Dureza W722 - Dureza Vickers 530 – 600 HV

Analisando as tabelas dos valores obtidos nos ensaios foi possível notar que a infiltração ocorreu de forma homogenia nos provetes, pois os valores das durezas tomados nos dois pontos de cada provete são muito próximos, além disso, esses valores também estão muito próximos da média de dureza obtida para os 10 provetes.

Na comparação entre a dureza média obtida para os 10 provetes e as durezas do cobre, nota-se um efeito ganho de dureza na formação do compósito. Isto é

considerado um ganho significativo obtido pelo processo. Já em relação ao W722, há um decréscimo.

- **Bronze**

Na Tabela 9 estão representadas as durezas obtidas em cada uma das extremidades e a média para cada provete de bronze. O ponto de infiltração está próximo da extremidade A.

*Tabela 9: Dureza Vickers para os provetes infiltrados por bronze.*

Bronze			
Provete	Dureza em A	Dureza em B	Dureza Média
A	243	247	245
B	259	255	257
C	261	257	259
D	266	288	277
E	225	243	234
F	273	263	268
G	226	272	249
H	240	294	267
I	251	288	270
J	262	278	270

O valor médio da dureza dos 10 provetes é de 260 Vickers.

De acordo com o fabricante a dureza típicas do bronze é:

- Dureza Bronze – 90 HB

Fazendo a conversão de acordo com a tabela de conversão entre escalas de dureza contida no Anexo, a dureza do bronze em Vickers é:

- Dureza Bronze – Dureza Vickers típica 95 HV

O bronze infiltrado na matriz de W722 produziu um compósito com uma dureza média bem acima da sua antes do processo, o que mostra que o processo é eficiente para produzir melhoria nas propriedades de dureza deste metal. Ao comparar a dureza tomada nos dois pontos de cada provete, é perceptível que a infiltração ocorreu de forma homogênea, assim como no cobre, e a dureza desses pontos também se encontram próximas da média da dureza obtida, colaborando também com a afirmação de que houve penetração homogênea do bronze na matriz de W722.

Novamente, na comparação de dureza do resultado, neste caso para o bronze, com a dureza do W722, é possível ver que a dureza do compósito produzido está aquém da dureza do W722 isolado.

Em geral, obteve-se melhoria nas propriedades de dureza dos materiais infiltrantes, o que é muito relevante, e permitiu-se concluir que a penetração obtida no processo também é homogênea para estes dois materiais (cobre e bronze) em uma matriz de W722.

#### **4.3.2. Ensaios de tração**

Os ensaios de tração foram realizados com o auxílio da Doutora Catarina Batista na máquina para ensaios de tração modelo Instron 4005 localizada no laboratório do CDRS.

Os provetes foram projetados para serem testados de acordo com a norma ASTM E8/E8M – 16ª para ensaios em provetes em metal, entretanto, as dimensões finais não foram as mesmas requeridas na norma para a realização de ensaios normalizados, porém optou-se por fazer uma adaptação da norma na realização dos testes. Foram seguidos os procedimentos da norma, entretanto, devido aos provetes apresentarem variações na dimensão da secção, foram tomados três valores de larguras em pontos distintos e calculado um valor de largura média, e três valores de espessura em pontos distintos e calculado o valor de espessura média. Esses valores médios foram utilizados no cálculo de uma área de secção transversal média para cada provete e foram usados para a realização dos cálculos dos valores de tensão durante os testes de tração para cada provete. De acordo com a norma ASTM E8/E8M, a distância utilizada entre as amarras foi de 65 mm e de acordo com a norma ASTM E2658, a velocidade aplicada ao teste foi de 1 mm/min.

- **Cobre**

Nas tabelas a seguir estão representados os valores de largura e espessura medidos nos corpos de prova, assim como os valores médios para as áreas.

*Tabela 10: Dimensões de largura da secção dos provetes infiltrados por Cobre.*

Cobre				
Provete	Dimensão Largura (mm)			Média
A	7	6.8	6.6	6.8
B	6.6	6.7	6.6	6.6
C	6.3	6.3	6.5	6.3
D	6.6	6.3	6.3	6.3
E	6	6.1	6.1	6.1
F	6.5	6.5	6.5	6.5
G	7.3	7.1	7	7.1
H	5.6	5.7	5.6	5.6
I	5.9	6.1	6.2	6.1
J	6.4	6.4	6.1	6.4

*Tabela 11: Dimensões de altura da secção dos provetes infiltrados por Cobre.*

Cobre				
Provete	Dimensão Altura (mm)			Média
A	5.8	5.8	5.8	5.8
B	5.8	5.5	5.4	5.5
C	6	5.6	5.7	5.7
D	5.5	5.4	5.3	5.4
E	5.7	5.7	5.8	5.7
F	5.9	5.9	5.9	5.9
G	5.8	5.5	5.5	5.5
H	4.8	4.8	4.9	4.8
I	5	5.5	5.4	5.4
J	5.2	5.1	5.1	5.1

Tabela 12: Dimensões das áreas das secções dos provetes infiltrados por Cobre.

Cobre	
Área	
39.44	mm <sup>2</sup>
36.3	mm <sup>2</sup>
35.91	mm <sup>2</sup>
34.02	mm <sup>2</sup>
34.77	mm <sup>2</sup>
38.35	mm <sup>2</sup>
39.05	mm <sup>2</sup>
26.88	mm <sup>2</sup>
32.94	mm <sup>2</sup>
32.64	mm <sup>2</sup>

- **Bronze**

Tabela 13: Dimensões de largura da secção dos provetes infiltrados por Bronze.

Bronze				
Provete	Dimensão Largura (mm)			Média
A	5.8	5.9	5.7	5.8
B	6.1	5.9	5.6	5.9
C	6.2	6.1	6.5	6.2
D	7.3	7.6	7.7	7.6
E	6.5	6.6	6.7	6.6
F	6.8	6.5	6.5	6.5
G	6.5	6.5	6.3	6.5
H	6.5	6.4	6.5	6.5
I	6.7	6.2	6	6.2
J	6.2	6.2	6.1	6.2

Tabela 14: Dimensões de altura da secção dos provetes infiltrados por Bronze.

Bronze				
Provete	Dimensão Altura (mm)			Média
A	5.1	5.1	5.2	5.1
B	5.5	5.3	5.1	5.3
C	4.9	5	5.2	5
D	4.9	4.9	5.3	4.9
E	6.1	6.1	6.2	6.1
F	4.9	4.9	4.9	4.9
G	5.1	5.4	5.6	5.4
H	5.5	5.2	5.4	5.4
I	6	5.9	5.5	5.9
J	5.4	5.3	5.3	5.3

Tabela 15: Dimensões das áreas das secções dos provetes infiltrados por Bronze.

Bronze	
Área	
29.58	mm <sup>2</sup>
31.27	mm <sup>2</sup>
31	mm <sup>2</sup>
30.24	mm <sup>2</sup>
40.26	mm <sup>2</sup>
31.85	mm <sup>2</sup>
35.1	mm <sup>2</sup>
35.1	mm <sup>2</sup>
36.58	mm <sup>2</sup>
32.86	mm <sup>2</sup>

Através desses valores dimensionais dos provetes, dos dados de força e deslocamento obtidos nos testes, foram calculados os valores de tensão.

De acordo com Beer, 2006, a tensão é a razão entre a força e a área conforme representado na equação 11:

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (11)$$

Onde,

$\sigma$  – Tensão

$F$  – Força

$A$  – Área da secção transversal

E a deformação é dada pela equação 12:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{L} \quad (12)$$

Onde

$\varepsilon$  – Deformação

$\Delta l$  – Variação do comprimento do provete entre as amarras durante o teste

$L$  – Distância entre as amarras.

Com essas informações foram produzidos os gráficos sobrepostos de Tensão pela deformação específica dos provetes apresentados na Figura 81 para o bronze e na Figura 82 para o cobre. Esses gráficos também podem ser vistos separados individualmente nos anexos B (Gráficos Tensão x Deformação Específica para os provetes de bronze) e C (Gráficos Tensão x Deformação Específica para os provetes de cobre).

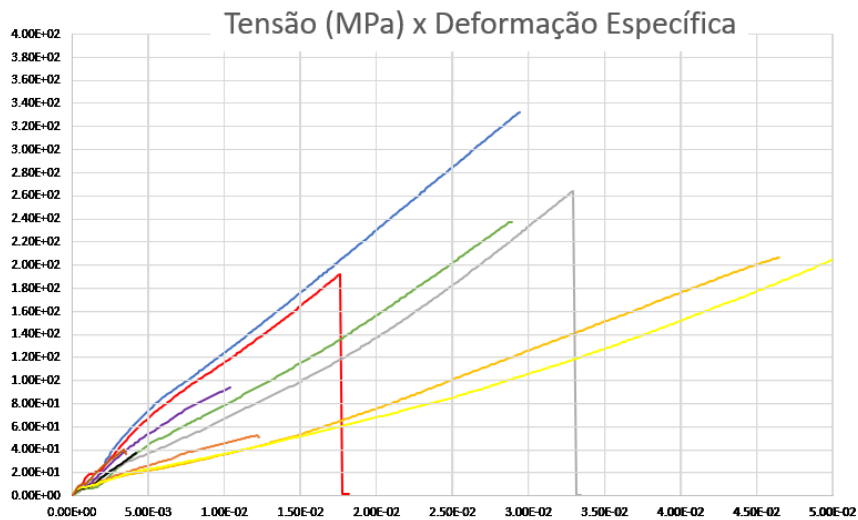


Figura 81: Gráficos sobrepostos Tensão (MPa) x Deformação Específica para os provetes infiltrados em bronze.

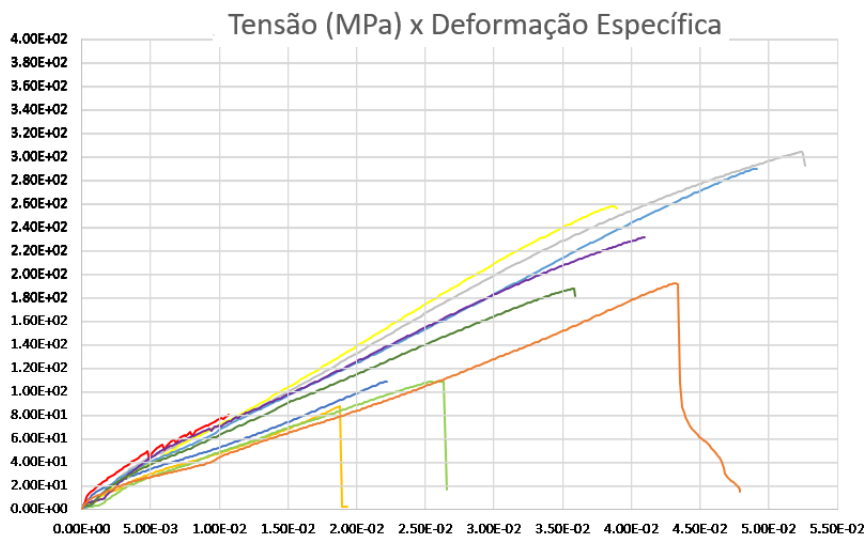


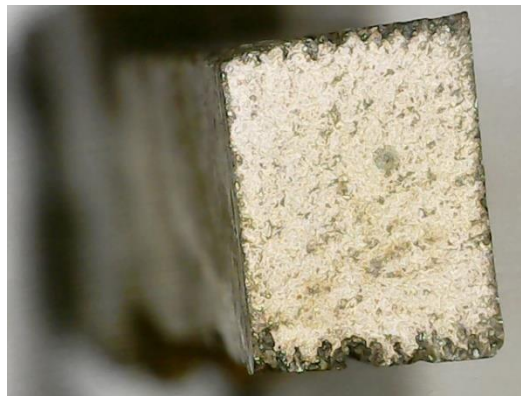
Figura 82: Gráficos sobrepostos Tensão (MPa) x Deformação Específica para os provetes infiltrados em cobre.

De acordo com os resultados apresentados nos gráficos é possível notar que os provetes tem comportamentos similares na maioria dos ensaios realizados para os corpos de cobre. Há um desvio maior no comportamento dos provetes em bronze testados.

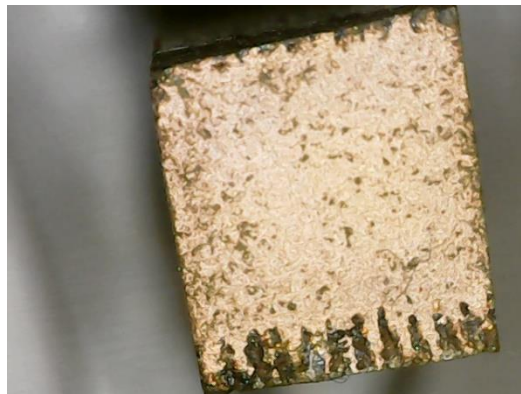
A forma dos gráficos apresenta compósitos com comportamento semelhantes à de materiais frágeis, tanto para o cobre, quanto para o bronze. Também é possível notar que o cobre sobre maior alongamento em relação ao bronze antes da fratura.

A tensão de ruptura média obtida para os provetes infiltrados em cobre foi de 147 MPa e para o bronze 122 MPa. Foram considerados a média para os 10 provetes de cada material, pois mesmos materiais que apresentavam algum defeito, este seria um valor inerente ao processo, que ainda pode ser otimizado até que sejam obtidos resultados mais equilibrados.

Nas análises nas secções transversais após a fratura, é possível ver a infiltração homoganeamente distribuída, conforme é possível notar na Figura 83 para o provete de bronze e na Figura 84 para o provete de cobre.



*Figura 83: Representação ampliada da secção fraturada do corpo de prova infiltrado por bronze.*



*Figura 84: Representação ampliada da secção fraturada do corpo de prova infiltrado por cobre.*

Alguns provetes apresentaram falhas em sua estrutura, especialmente os provetes infiltrados por cobre, nos quais em 3 testados apresentaram as bolhas concentradas na região de fratura. Essas bolhas nos provetes de cobre podem ser vistas na Figura 85.



*Figura 85: Representação ampliada de bolhas apresentadas em alguns provetes de cobre.*

O problema com bolhas ocorreu em apenas um provete de bronze e foi observada apenas uma bolha maior e não uma concentração de bolhas como as apresentadas nos provetes de cobre. A Figura 86 mostra essa bolha na secção transversal da falha.



*Figura 86: Representação ampliada da secção de bolha apresentada no provete de bronze.*

É possível observar que os valores obtidos para as tensões nos pontos de ruptura obtiveram resultados melhores para os provetes de cobre.

O bronze havia apresentado melhor resultado nos ensaios de dureza, já o cobre apresentou melhor resultado nos ensaios de tração, entretanto, o cobre apresentou mais problemas de bolhas e maior oxidação superficial. Por esse, motivos optou-se por fazer o inserto com bronze infiltrado.

#### 4.4. Produção do inserto com canais conformáveis

Com base nos resultados obtidos nos provetes foi definido que o material que iria infiltrar para a produção do inserto seria o bronze.

O inserto com canais conformáveis que seria produzido no processo pode ser visto na Figura 87.

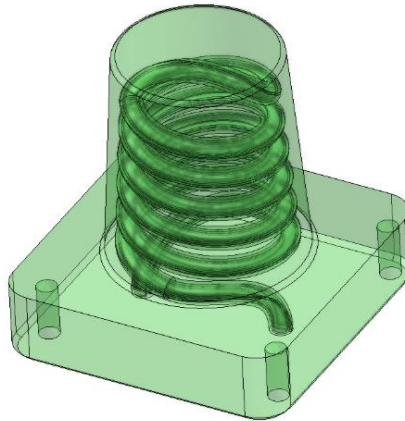


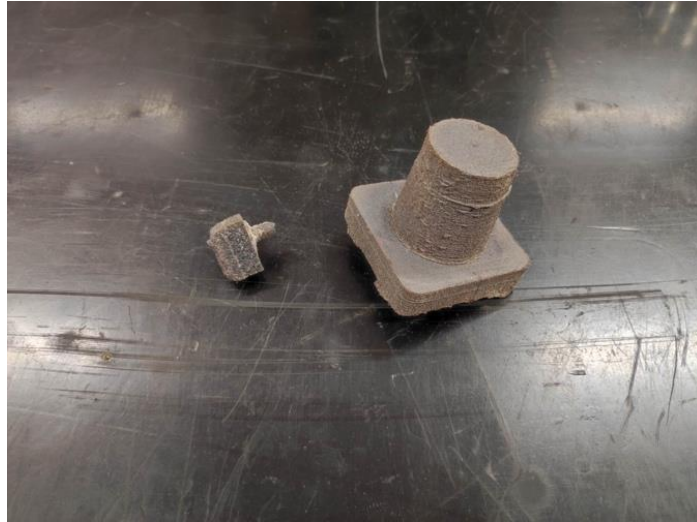
Figura 87: CAD do inserto com canais conformáveis.

O tempo de impressão do inserto na Iro3D foi de 28 horas, a Figura 88 apresenta alguns registos do processo de impressão.



Figura 88: Impressão do inserto com canais conformáveis.

Para garantir uma infiltração total, dado o tamanho do inserto, optou-se por um tempo de 36 horas no interior do forno utilizando as mesmas condições de produção dos provetes de bronze. E o resultado pode ser visto nas figuras a seguir.



*Figura 89: Postiço logo após ser removido do interior do cadinho.*



*Figura 90: Postiço impresso em W722 e infiltrado por bronze.*

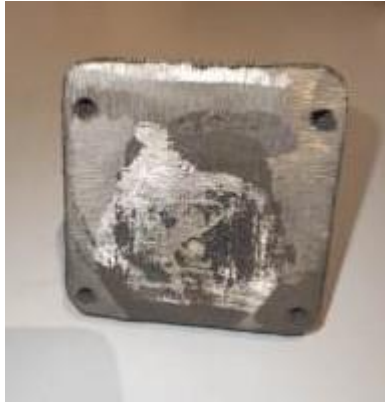


*Figura 91: Postilo impresso em W722 e infiltrado por bronze.*



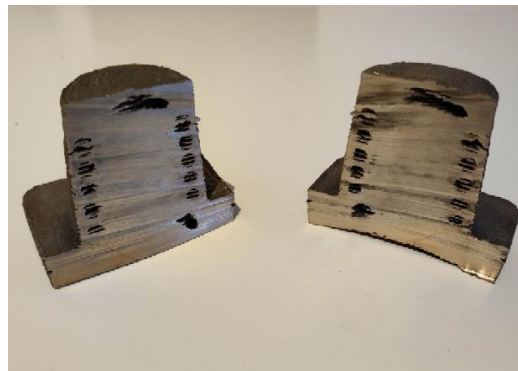
*Figura 92: Postilo impresso em W722 e infiltrado por bronze.*

O postilo apresenta acabamento superficial grosseiro. Os furos para fixação do postilo que haviam sido impressos só puderam ser vistos após uma retificação na base conforme visto na Figura 93.



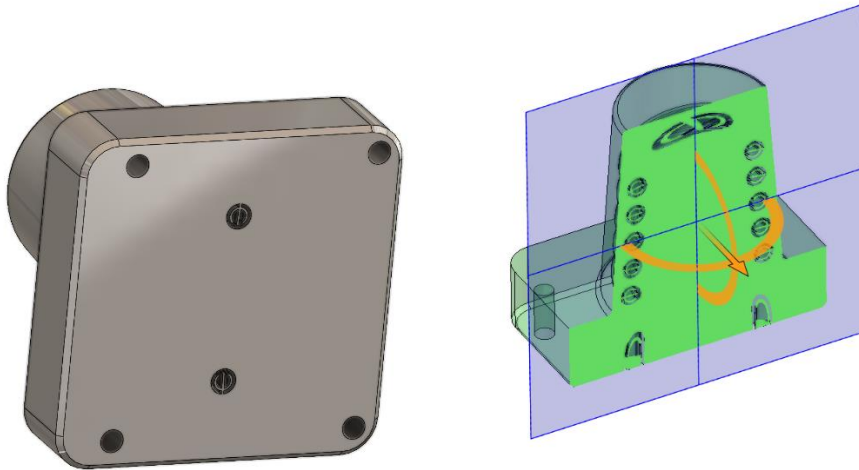
*Figura 93: Base da peça retificada, possibilitou a visualização dos furos de fixação.*

Para verificar se os canais de refrigeração haviam sido produzidos, realizou-se um corte no postigo que pode ser visto na Figura 94.



*Figura 94: No corte transversal realizado no postigo é possível verificar a existência de canais conformáveis.*

Conforme é possível notar na Figura 94, os canais de refrigeração foram produzidos na peça. Para testar a continuidade, foi injetado ar pressurizado por cada um desses canais e foi possível certificar que eles eram contínuos, ou seja, não havia restrições provocadas durante a impressão. Entretanto, como havia a existência de camadas de metal que ficaram impressas no meio do canal, isto se deu devido a um detalhe muito pequeno que havia no interior do canal conformável conforme é mostrado na Figura 95. A impressora tentou imprimir esses detalhes, mas não foi capaz de fazer com precisão.



*Figura 95: Canal de refrigeração conformável com demasiado detalhe para ser impresso pela Iro3D.*

Também foi possível notar um afundamento na região de infiltração conforme pode ser observado na Figura 93, isto ocorreu pois esta é a região onde foi depositado o bronze em sólido. O peso do bronze, aproximadamente 350g, provavelmente provocou um afundamento da região, mesmo com todos os cuidados que foram tomados para que isso não acontecesse. A solução para esse problema é não colocar o material de forma tão concentrada em uma pequena área, além de procurar imprimir uma camada de cobertura mais espessa entre a região da peça e a superfície onde será colocado o material de infiltração.

Para uma análise mais detalhada, foi realizada a digitalização do postigo e comparado com o modelo do CAD.

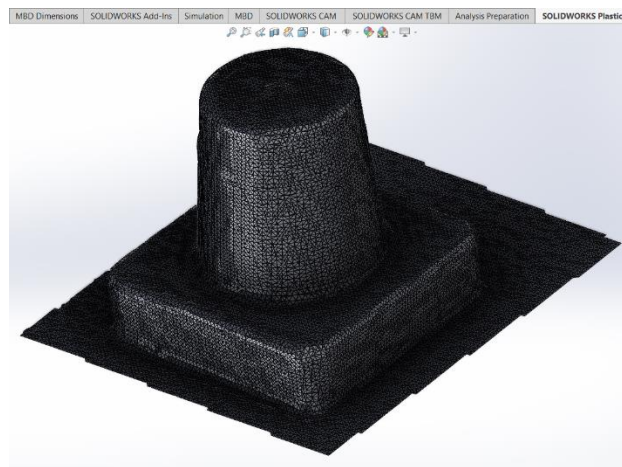
#### **4.4.1. Digitalização do postigo**

A digitalização foi realizada utilizando o scanner modelo Leo da Artec 3D que tem uma resolução de até 0.5.mm e uma precisão de até 0.1mm. Para a realização desta digitalização, foi necessário pintar a superfície do inserto. Os registos do procedimento de digitalização podem ser vistos na Figura 96 a seguir.



*Figura 96: Registo da digitalização e do spray utilizado na preparação do postigo para o este procedimento.*

O scanner gerou um arquivo em STL que pode ser visto na Figura 97. Em seguida, este arquivo foi poque foi fechado em sólido através de modelações no software de CAD design Cimatron versão 15 com licença para estudantes.



*Figura 97: Arquivo em STL do postigo produzido após o processo de digitalização.*

#### **4.4.2. Comparação entre as dimensões do postigo produzido e o CAD original.**

Para a comparação entre a digitalização realizada no postigo produzido e o CAD original, também foi utilizado o software Cimatron, que apresenta uma ferramenta muito boa para comparação. Após um posicionamento dos dois arquivos no interior do

software foi gerado o comparativo apresentado na Figura 98 e Figura 99. Foram tomados alguns pontos para saber qual seriam os desvios nestes pontos.

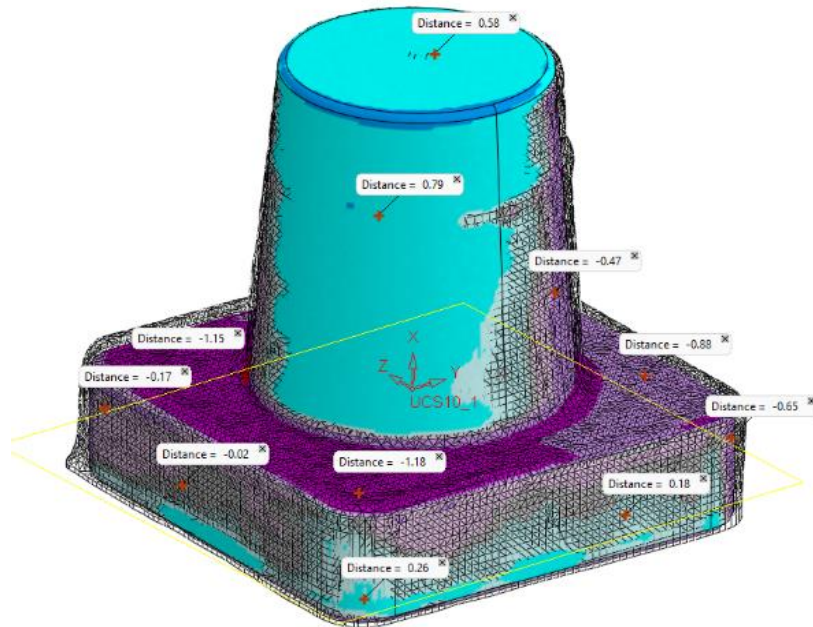


Figura 98: Vista 1 do mapa de desvio entre o postigo produzido e o CAD

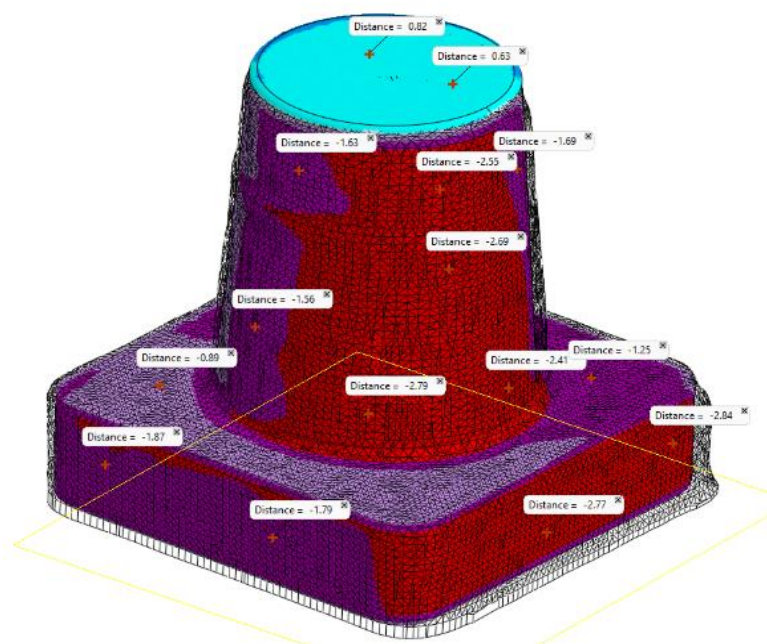


Figura 99: Vista 2 do mapa de desvio entre o postigo produzido e o CAD

Analisando os resultados é possível perceber que houve aumento do volume do inserto produzido em relação ao CAD original na maioria dos pontos. Entretanto, no sentido da altura, há uma contração de no intervalo de 0,58 – 0,82mm. Juntando essas duas informações, de que o corpo comprime na vertical e expande na horizontal, é possível de se concluir que está ocorrendo um excesso de carga na montagem. Essa carga pressiona a parte de cima do corpo que expande para os lados. Possivelmente, esta carga foi resultado da massa de bronze utilizada na infiltração, que conforme já discutido anteriormente, causou uma deformação na zona de infiltração. Além disso, há uma carga de tijolos refratários que é colocada sobre a cobertura de metal para mantê-la fechada, entretanto, a oxidação dessa cobertura aumenta com o passar do tempo no interior do forno, e neste caso, ao ficar exposta por 36 horas, acabou por se desfazer completamente, o que fez com que o peso dos tijolos agisse sobre a montagem do cadinho.

## 5. CONCLUSÕES E DESENVOLVIMENTOS FUTUROS

### 5.1. Considerações finais

A tecnologia utilizada no presente trabalho (Iro3D) apresentou grande potencial para ser futuramente utilizada em projetos na indústria dos moldes.

Os provetes produzidos apresentaram resultados satisfatórios nos ensaios realizados. Pôde-se detetar a ocorrência de problemas com bolhas, principalmente nos provetes de cobre, entretanto, metais em pó, quando são submetidos a processos de aquecimento, tem grande facilidade para sofrerem oxidação. Neste trabalho não foi possível fazer uma análise mais criteriosa deste fato, que de acordo com as prévias análises no diagrama de Ellingham era sabido que dificuldades seriam encontradas, principalmente quando o experimento migrou para a atmosfera não controlada, mesmo assim, os resultados obtidos nos ensaios nestas condições são de grande valia.

Em relação ao postigo, este foi penetrado totalmente, não apresentou falhas na estrutura interna ao ser cortado e apresentou resultados dimensionais razoáveis, que são resultantes de ações que podem ser melhoradas no futuro. No entanto, é possível notar que quando o processo de impressão exige mais detalhamento, a tecnologia tem dificuldade de produzir as peças, pois não apresenta tanta precisão. Para evitar falhas no processo de impressão é preciso adquirir experiência e fazer as adaptações necessárias nos modelos que se deseja imprimir.

É evidente que o processo carece de melhorias até que se torne eficiente e efetivo a ponto da indústria usá-lo de forma competitiva. Mas é possível produzir peças com sobremetal para serem maquinadas posteriormente.

Foi muito relevante no projeto conseguir imprimir pós com granulometria baixa (de 100 – 199  $\mu\text{m}$  para sílica e de 15 a 45  $\mu\text{m}$  para o W722), pois eles têm tendência de aglutinar, isso significa que todas as melhorias e adaptações implementadas na máquina foram satisfatórias.

Conseguiu-se obter um arranjo que pode ser usado para infiltrar as peças no interior do forno sem atmosfera controlada e foram obtidas temperaturas ótimas para infiltrar cobre e bronze quando a matriz é o W722.

## 5.2. Desenvolvimentos Futuros

O processo de infiltração envolve um alinhamento de muitos fatores para a produção do resultado desejado, portanto, devem ser ajustadas todas as variáveis com muita precisão. Para isso, quanto mais informações e testes forem feitos ao longo do processo, melhores decisões podem ser tomadas. Este projeto possibilitou fornecer informações de insucesso, que ajudam a perceber quais caminhos não devem ser seguidos e quais fatores de sucesso podem ser aproveitados nos próximos passos.

Algumas fatores que podem ser implementados nos processos futuros são:

- Um sistema para que a máquina Iro3D não vibre constantemente durante a impressão e só vibre o bico que estiver depositando, além de variar a intensidade de vibração de cada bico durante a impressão.
- Poderia-se tentar avaliar como a vibração influencia na sílica esférica.
- Também é importante analisar a microestrutura de peças produzidas nas mesmas condições deste trabalho.
- Variar outros parâmetros do processo como tempo de exposição e temperaturas.
- É importante adquirir cadinhos que não interfiram nas reações termodinâmicas que ocorrer no processo e que possam ser reaproveitados e serem reutilizados muitas vezes.
- Há possibilidade de testar outras configurações com os elétrons de grafite no forno com atmosfera não controlada.
- E por fim, pode-se tentar otimizar o processo no forno de atmosfera controlada também, pois certamente, com ele será possível produzir um postíço com uma qualidade superficial superior, por ocorrerem menos processos de oxidação na superfície, além de menos oxidação nos grão, o que melhoraria muito as propriedades mecânicas e térmicas do postíço produzido.

## 6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM, "Standard Terminology for Additive Manufacturing - General Principles - Terminology," in ISO/ASTM 52900, ed. West Conshohocken, PA, 2015.

ASTM, "Practices for Verification of Speed for Material Testing," Machines E2658, ed. West Conshohocken, PA, 2016.

ASTM, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials," E8/E8M - 16a, ed. West Conshohocken, PA, 2016.

ASKELAND, Donald R.; WRIGHT, Wendelin J. The science and engineering of materials. 7.ed. California: Çengage Learning, 2016.

BEER, F.; JOHNSTON, E.; JOHN T. Resistência dos Materiais 1.ed. São Paulo, McGraw-Hill, 2006.

CALLISTER Jr.; D. Rethwisch. Ciência e Engenharia dos Materiais uma introdução. 9.ed. Rio de Janeiro: LTC, 2016.

CARAM JR., Rubens. Estrutura e propriedades dos materiais. Apostilha de aula. Campinas: Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), 2000.

CENTIMFE, 2003. Manual do Projetista para Moldes de Injeção de Plástico.

DIAGRAMA DE ELLINGHAM. In: WIKIPÉDIA, a enciclopédia livre. Flórida: Wikimedia Foundation, 2019. Disponível em:

<[https://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Diagrama\\_de\\_Ellingham&oldid=56820955](https://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Diagrama_de_Ellingham&oldid=56820955)>.

Acessado em: 1 de fevereiro, 2023.

FENG, S., Kamat, A. M., & Pei, Y. T. (2021). Design and fabrication of conformal cooling channels in molds: Review and progress updates. International Journal of Heat and Mass Transfer. <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2021.121082>

FISCHER, J. M. Handbook of Molded Part Shrinkage and Warpage., New York, 2003.

GERMAN, R. M. Powder Metallurgy Science., 2nd ed. Princeton New Jersey Metal Powder Industries Federation, 1998.

GERMAN, R. M. Powder Metallurgy. Princeton, New Jersey Metal Powder Industries Federation, 2005.

GERMAN, R. M.; Suri, P.; Park, S. J. Review: liquid phase sintering. Journal of Materials Science, v. 44, n. 1, p. 1–39, 11 dez. 2008.

H. J. T. Ellingham: I. Soc. Chem. Ind., Lond., 1944 & C.W. Dannatt and H.J.T. Ellingham: Disc Faraday Soc., 4 (1948), p. 125

H.-S. Park, X.-P. Dang, Design and simulation-based optimization of cooling channels for plastic injection mold, in: C. Volosencu (Ed.), New Technol. - Trends, Innov. Res., InTech, 2012. doi: 10.5772/32730. <http://cdn.intechopen.com/pdfs-wm/34669.pdf>

KUBASCHEWSKI, O., C.B. Alcock, Metallurgical Thermochemistry, fifth ed., Pergamon Press, Oxford, 1979, p. 378.

MARTINHO, P. G. (2010). Mechanical design of hybrid moulds-Mechanical and thermal performance. Universidade do Minho, Ciência e Engenharia de Polímeros, Braga.

MAYER, S., 2009. Optimised mould temperature control procedure using DMLS. EOS Whitepaper, EOS GmbH Ltd. Available at:  
[https://www.3dimpuls.com/sites/default/files/download/eos\\_optimizedmouldtemperature\\_controlprocedureusing\\_dmls.pdf](https://www.3dimpuls.com/sites/default/files/download/eos_optimizedmouldtemperature_controlprocedureusing_dmls.pdf). (Acessado: 15 de janeiro, 2022).

POUZADA, P. S. (2015). Integração das tecnologias de maquinagem de alta velocidade no processo de fabrico de peças por prototipagem rápida com rigor dimensional. Dissertação para Obtenção do Grau de Mestre, Universidade do Minho, Engenharia Mecânica, Braga.

PONTES, A. J., Queirós, M., & et al. (2005). A study on design and performance of hybrid moulds for injection moulding. In: ICIT 2005 - 5th International Conference of Industrial Tools, Bled, Slovenia

ROBERT BOYLE. In: WIKIPÉDIA, a enciclopédia livre. Flórida: Wikimedia Foundation, 2022. Disponível em:

<[https://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Robert\\_Boyle&oldid=63308953](https://pt.wikipedia.org/w/index.php?title=Robert_Boyle&oldid=63308953)>. Acessado em: 1 de março, 2023.

Sidambe, A. T., Figueroa, I. A., Hamilton, H. G. C. and Todd, I. (2012). Metal injection moulding of CP-Ti components for biomedical applications. *J. Mater. Proc. Tech.*, 2012(7), 1591–7.

SHAYFULL, Z.; Sharif, S.; Zain, A. M.; Ghazali, M. F.; Saad, R. M. Potential of Conformal Cooling Channels in Rapid Heat Cycle Molding: A Review. *Advances in Polymer Technology*, 2014. <https://doi.org/10.1002/adv.21381>

SMITH, William F. Princípios de ciência e engenharia de materiais. 13.d. New York: McGraw-Hill, 2000. VAN VLACK, L.H. Princípios de ciência dos materiais. 3.d. São Paulo: Edgard Blücher, 1977.

Thümmmler, F. Oberacker, R. An Introduction to Powder Metallurgy. The Institute of Materials, 1993.

T. Chartier, C. Chaput, F. Doreau, and M. Loiseau, "Stereolithography of Structural Complex Ceramic Parts," *Journal of Materials Science*, vol. 37, pp. 3141-3147, 2002.

TAVARES, R. M., (2020). "Expanding the limits of Design by Powder Bed Additive manufacturing based on Digital Selective Powder Deposition". Dissertação para Obtenção do Grau de Mestre, no Instituto Politécnico de Leiria, *Product Design Engineering*, Leiria.

YAKOUT, M. (2018). A Review of Metal Additive Manufacturing Technologies, in the 6th International Conference on Virtual Machining Process Technology, Montréal, Canada, 2018.

## 7. ANEXOS

### ANEXO A – Tabela de conversão entre escalas de dureza

Tensile strength	Vickers strength	Brinell strength	Rockwell strength							
			HRB	HRC	HRA	HRD	HR15N	HR30N	HR45N	
MPa	HV10	HB <sup>1)</sup>								
255	80	76,0	–	–	–	–	–	–	–	–
270	85	80,7	41,0	–	–	–	–	–	–	–
285	90	85,5	48,0	82,6	–	–	–	–	–	–
305	95	90,2	52,0	–	–	–	–	–	–	–
320	100	95,0	56,2	87,0	–	–	–	–	–	–
335	105	99,8	–	–	–	–	–	–	–	–
350	110	105	62,3	90,5	–	–	–	–	–	–
370	115	109	–	–	–	–	–	–	–	–
385	120	114	66,7	93,6	–	–	–	–	–	–
400	125	119	–	–	–	–	–	–	–	–
415	130	124	71,2	96,4	–	–	–	–	–	–
430	135	128	–	–	–	–	–	–	–	–
450	140	133	75	99	–	–	–	–	–	–
465	145	138	–	–	–	–	–	–	–	–
480	150	143	78,7	(101,4)	–	–	–	–	–	–
495	155	147	81,7	–	–	–	–	–	–	–
510	160	152	–	(103,6)	–	–	–	–	–	–
530	165	156	85	–	–	–	–	–	–	–
545	170	162	–	(105,5)	–	–	–	–	–	–
560	175	166	–	–	–	–	–	–	–	–
575	180	171	87,1	(107,2)	–	–	–	–	–	–
595	185	176	–	–	–	–	–	–	–	–
610	190	181	89,5	(108,7)	–	–	–	–	–	–
625	195	185	–	–	–	–	–	–	–	–
640	200	190	91,5	(110,1)	–	–	–	–	–	–
660	205	195	92,5	(111,3)	–	–	–	–	–	–
675	210	199	93,5	–	–	–	–	–	–	–
690	215	204	94	(112,4)	–	–	–	–	–	–
705	220	209	95	–	–	–	–	–	–	–
720	225	214	96	–	–	–	–	–	–	–
740	230	219	96,7	(113,4)	–	–	40,3	69,8	41,7	19,9
755	235	223	–	–	–	–	41,1	70,1	42,5	21,1
770	240	228	98,1	(114,3)	20,3	60,7	41,7	70,6	43,4	22,2
785	245	233	–	–	21,3	61,2	–	–	–	–
800	250	238	99,5	(115,1)	22,2	61,6	–	–	–	–
820	255	242	–	–	23,1	62	42,2	71,1	44,2	23,2
835	260	247	–	–	24	62,4	43,1	71,6	45	24,3
850	265	252	(101)	–	24,8	62,7	43,7	72,1	45,7	25,2
865	270	257	–	–	25,6	63,1	44,3	72,6	46,4	26,2
880	275	261	(102)	–	26,4	63,5	44,9	73	47,2	27,1
900	280	266	–	–	27,1	63,8	45,3	73,4	47,8	27,9
915	285	271	(104)	–	27,8	64,2	46	73,8	48,4	28,7
930	290	276	–	–	28,5	64,5	46,5	74,2	49	29,5
950	295	280	(105)	–	29,2	64,8	47,1	74,6	49,7	30,4
965	300	285	–	–	29,8	65,2	47,5	74,9	50,2	31,1
995	310	295	–	–	31	65,8	48,4	75,6	51,3	32,5

Tensile strength	Vickers strength	Brinell strength	Rockwell strength							
			HRB	HRF	HRC	HRA	HRD	HR15N	HR30N	HR45N
MPa	HV10	HB <sup>1)</sup>								
1030	320	304	–	–	32,2	66,4	49,4	76,2	52,3	33,9
1060	330	314	–	–	33,3	67	50,2	76,8	53,6	35,2
1095	340	323	–	–	34,4	67,6	51,1	77,4	54,4	36,5
1125	350	333	–	–	35,5	68,1	51,9	78	55,4	37,8
1155	360	342	–	–	36,6	68,7	52,8	78,6	56,4	39,1
1190	370	352	–	–	37,7	69,2	53,6	79,2	57,4	40,4
1220	380	361	–	–	38,8	69,8	54,4	79,8	58,4	41,7
1255	390	371	–	–	39,8	70,3	55,3	80,3	59,3	42,9
1290	400	380	–	–	40,8	70,8	56	80,8	60,2	44,1
1320	410	390	–	–	41,8	71,4	56,8	81,4	61,1	45,3
1350	420	399	–	–	42,7	71,8	57,5	81,8	61,9	46,4
1385	430	409	–	–	43,6	72,3	58,2	82,3	62,7	47,4
1420	440	418	–	–	44,5	72,8	58,8	82,8	63,5	48,4
1455	450	428	–	–	45,3	73,3	59,4	83,2	64,3	49,4
1485	460	437	–	–	46,1	73,6	60,1	83,6	64,9	50,4
1520	470	447	–	–	46,9	74,1	60,7	83,9	65,7	51,3
1555	480	456	–	–	47,7	74,5	61,3	84,3	66,4	52,2
1595	490	466	–	–	48,4	74,9	61,6	84,7	67,1	53,1
1630	500	475	–	–	49,1	75,3	62,2	85	67,7	53,9
1665	510	485	–	–	49,8	75,7	62,9	85,4	68,3	54,7
1700	520	494	–	–	50,5	76,1	63,5	85,7	69	55,6
1740	530	504	–	–	51,1	76,4	63,9	86	69,5	56,2
1775	540	513	–	–	51,7	76,7	64,4	86,3	70	57
1810	550	523	–	–	52,3	77	64,8	86,6	70,5	57,8
1845	560	532	–	–	53	77,4	64,4	86,9	71,2	58,6
1880	570	542	–	–	53,6	77,8	65,8	87,2	71,7	59,3
1920	580	551	–	–	54,1	78	66,2	87,5	72,1	59,9
1955	590	561	–	–	54,7	78,4	66,7	87,8	73,7	60,5
1995	600	570	–	–	55,2	78,6	67	88	73,2	61,2
2030	610	580	–	–	55,7	78,9	67,5	88,2	73,7	61,7
2070	620	589	–	–	56,3	79,2	67,9	88,5	74,2	62,4
2105	630	599	–	–	56,8	79,5	68,3	88,8	74,6	63
2145	640	608	–	–	57,3	79,8	68,7	89	75,1	63,5
2180	650	618	–	–	57,8	80	69	89,2	75,5	64,1
–	660	–	–	–	58,3	80,3	69,4	89,5	75,9	64,7
–	670	–	–	–	58,8	80,6	69,8	89,7	76,4	65,3
–	680	–	–	–	59,2	80,8	70,1	89,8	76,8	65,7
–	690	–	–	–	59,7	81,1	70,5	90,1	77,2	66,2
–	700	–	–	–	60,1	81,3	70,8	90,3	77,6	66,7
–	720	–	–	–	61,5	81,8	71,5	90,7	78,4	67,7
–	740	–	–	–	61,8	82,2	72,1	91	79,1	68,6
–	760	–	–	–	62,5	82,6	72,6	91,2	79,7	69,4
–	780	–	–	–	63,3	83	73,3	91,5	80,4	70,2
–	800	–	–	–	64	83,4	73,8	91,8	81,1	71
–	820	–	–	–	64,7	83,8	74,3	92,1	81,7	71,8
–	840	–	–	–	65,3	84,1	74,8	92,3	82,2	72,2
–	860	–	–	–	65,9	84,4	75,3	92,5	82,7	73,1
–	880	–	–	–	66,4	84,7	75,7	92,7	83,1	73,6
–	900	–	–	–	67	85	76,1	92,9	83,6	74,2
–	920	–	–	–	67,5	85,3	76,5	93	84	74,8
–	940	–	–	–	68	85,6	75,9	93,2	84,4	75,4

## ANEXO B – Gráficos Tensão x Deformação para os provetes de bronze

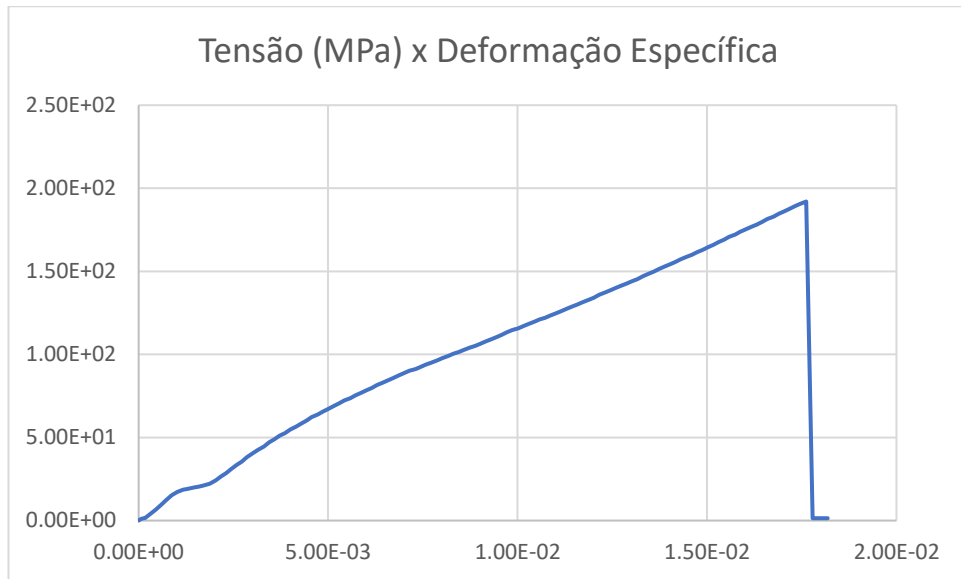


Figura 100: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete A em bronze.

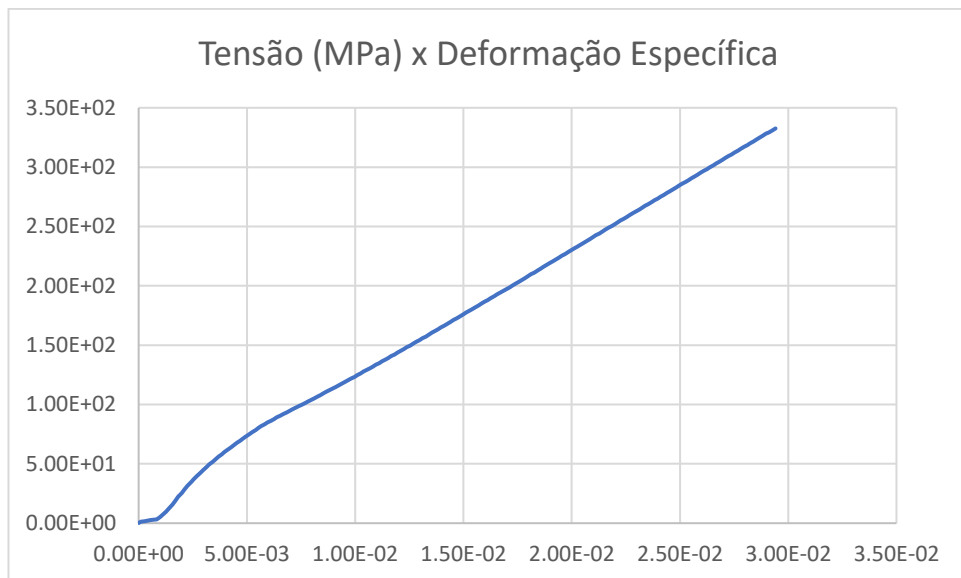


Figura 101: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete B em bronze.

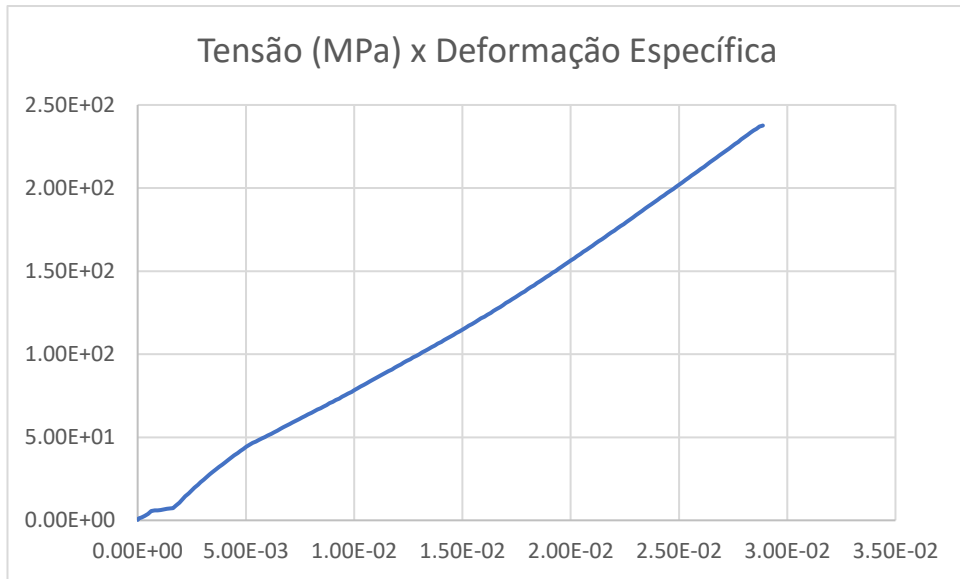


Figura 102: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete C em bronze.

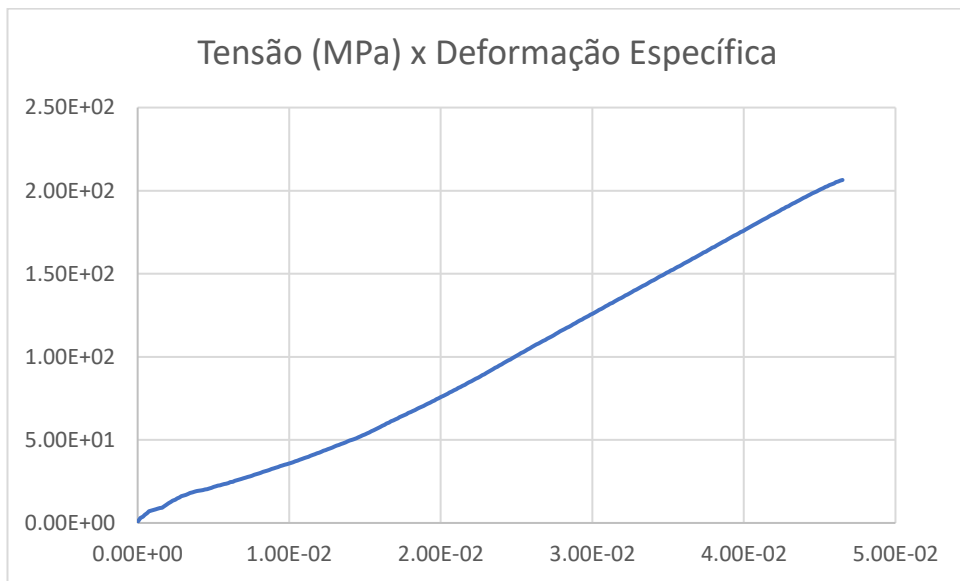


Figura 103: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete D em bronze.

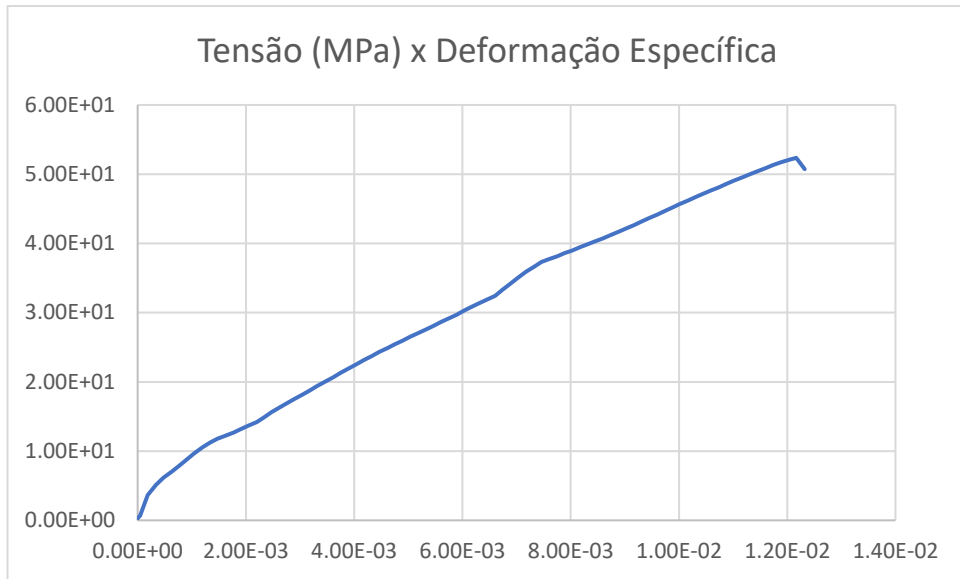


Figura 104: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete E em bronze.

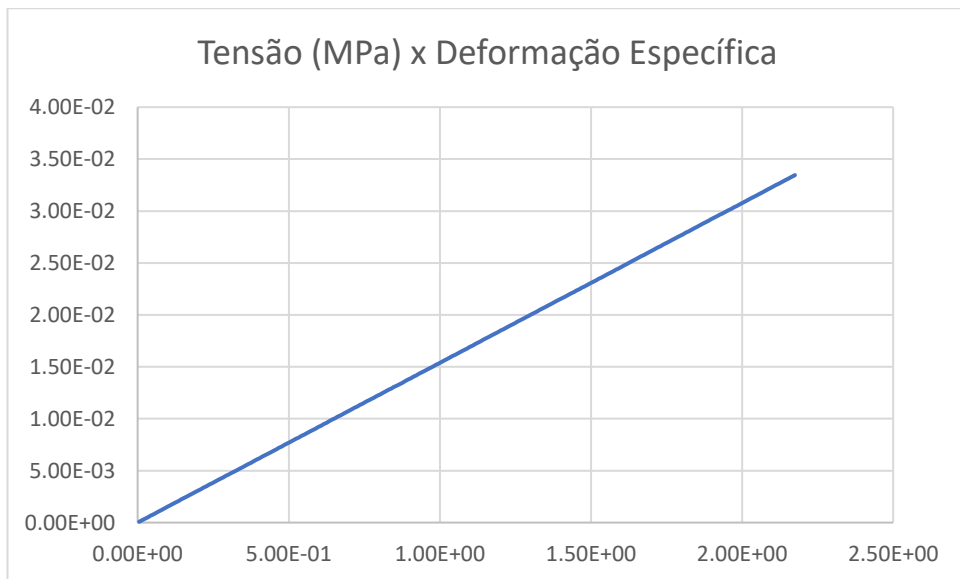


Figura 105: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete F em bronze.

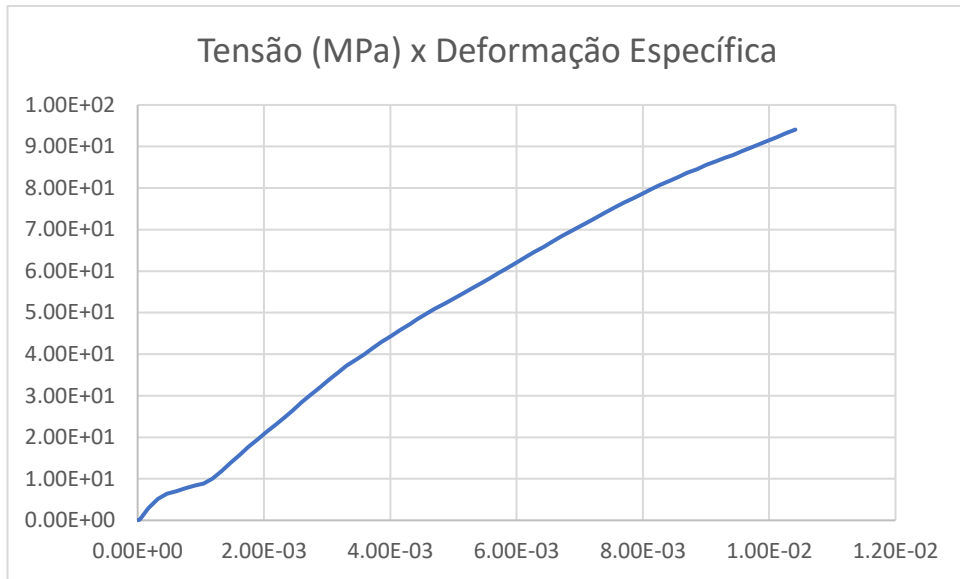


Figura 106: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete G em bronze.

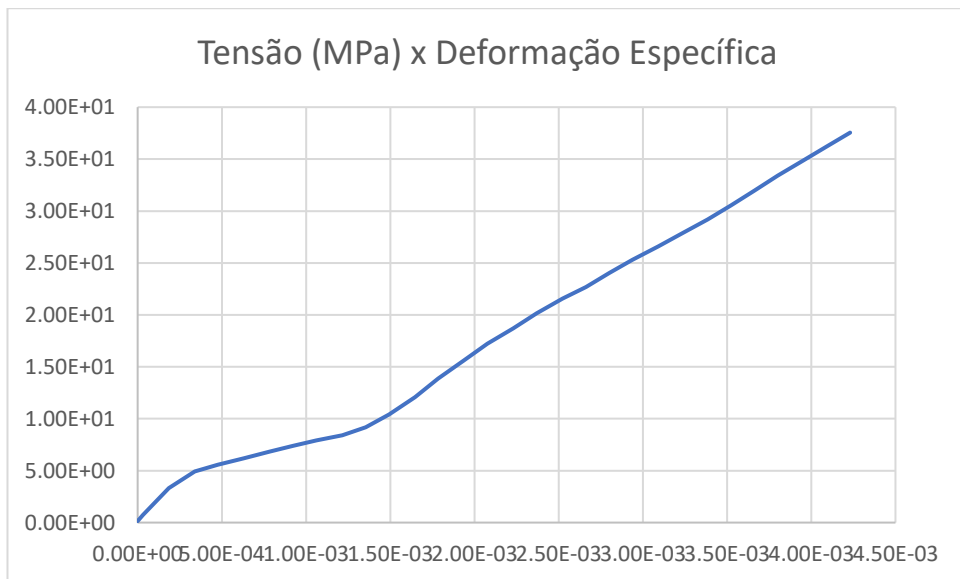


Figura 107: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete H em bronze.

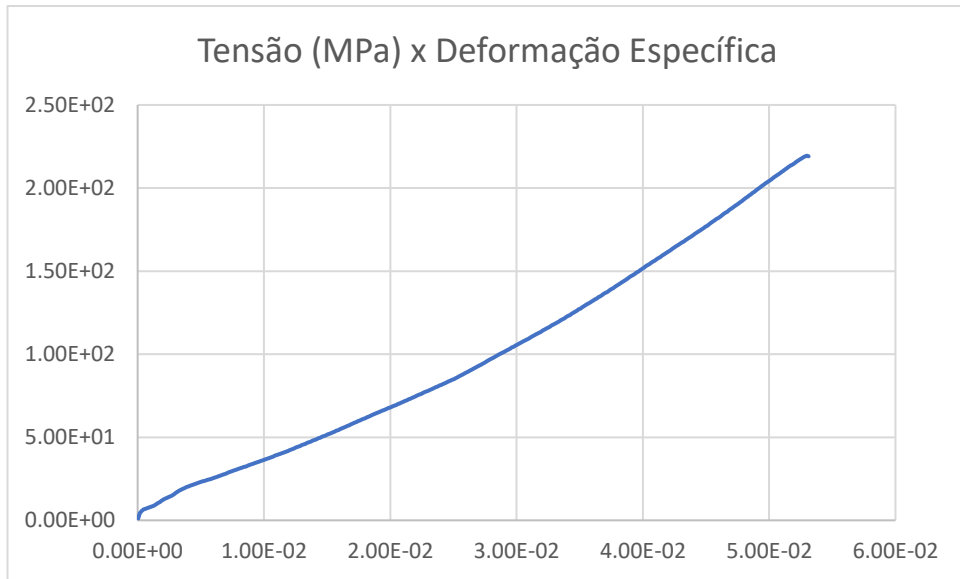


Figura 108: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete I em bronze.

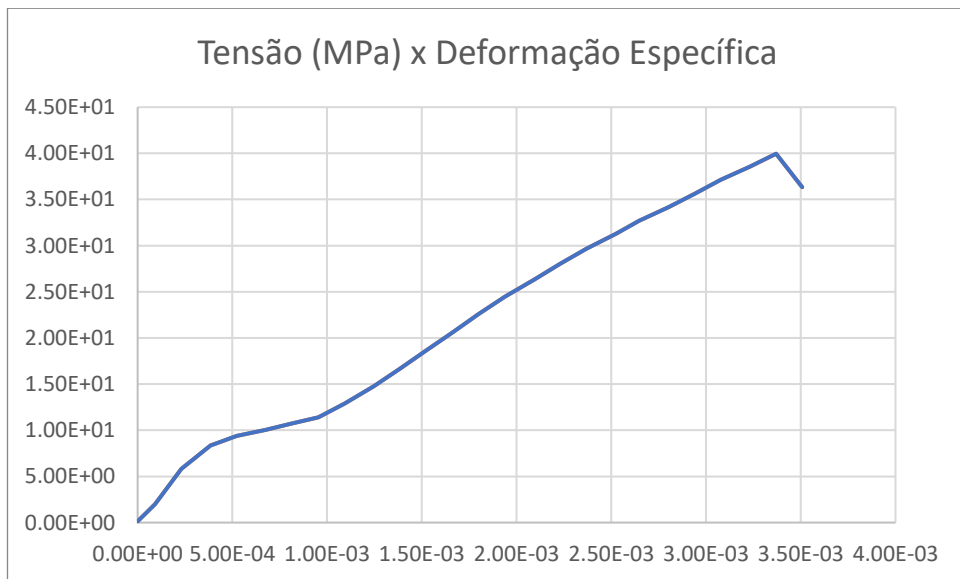


Figura 109: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete J em bronze.

## ANEXO C – Gráficos Tensão x Deformação para os provetes de cobre

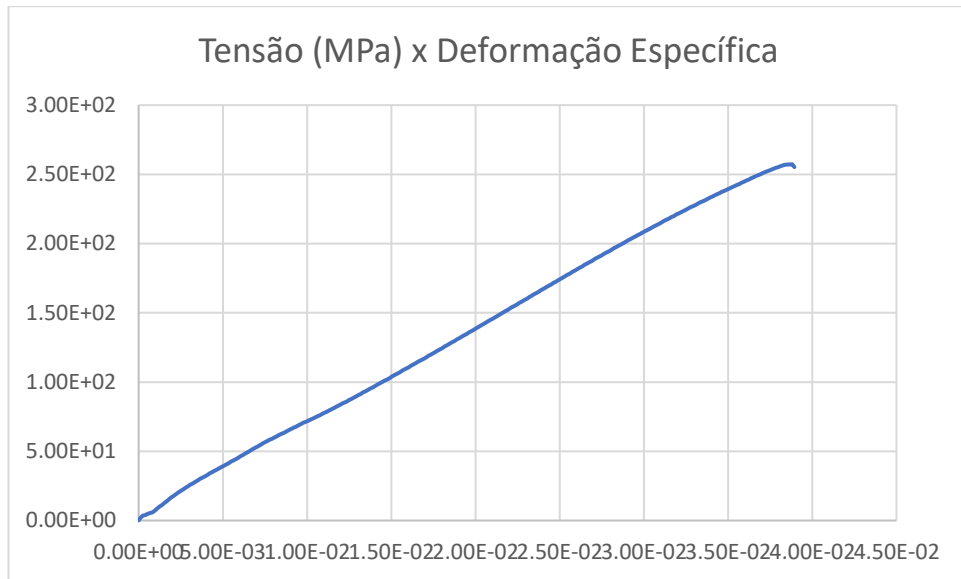


Figura 110: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete A em cobre.

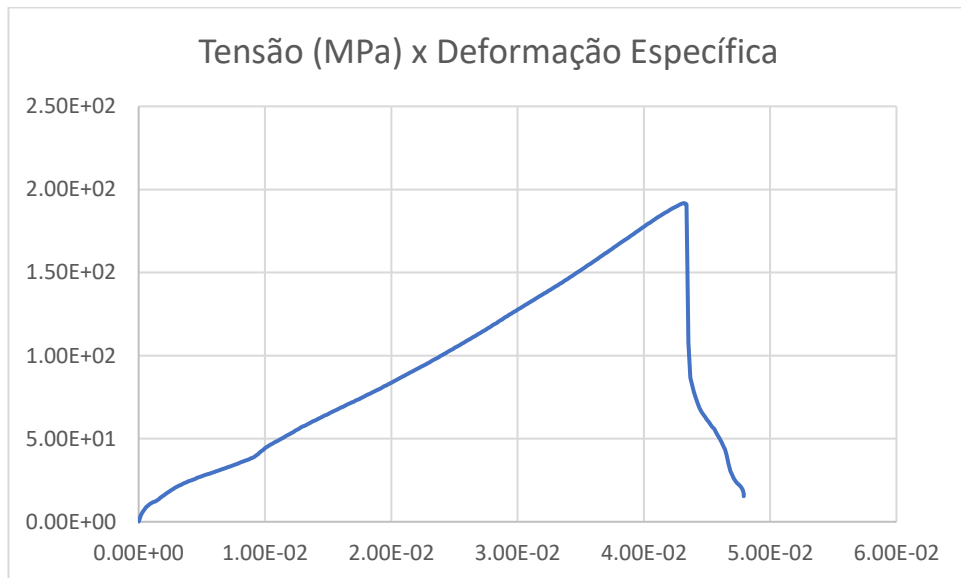


Figura 111: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete B em cobre.

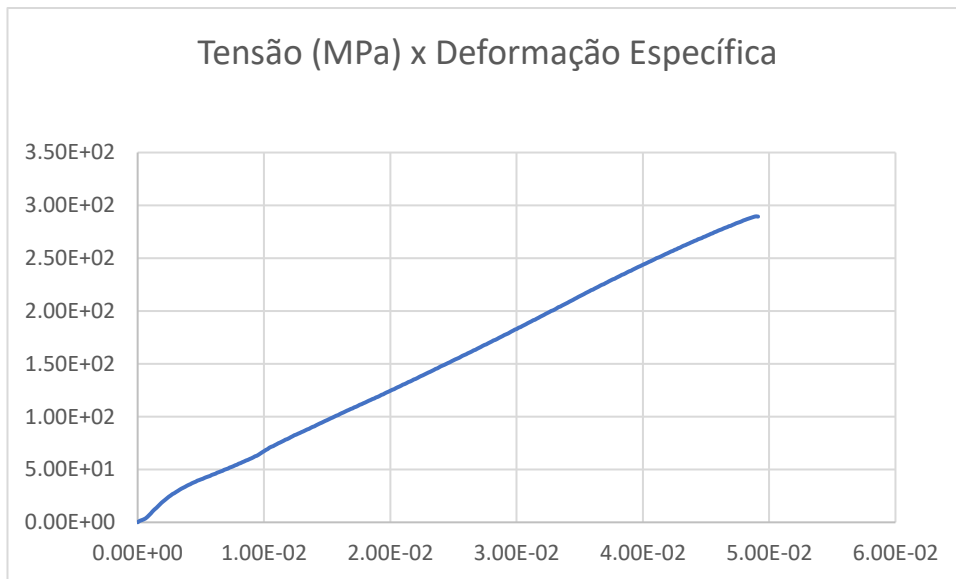


Figura 112: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete C em cobre.

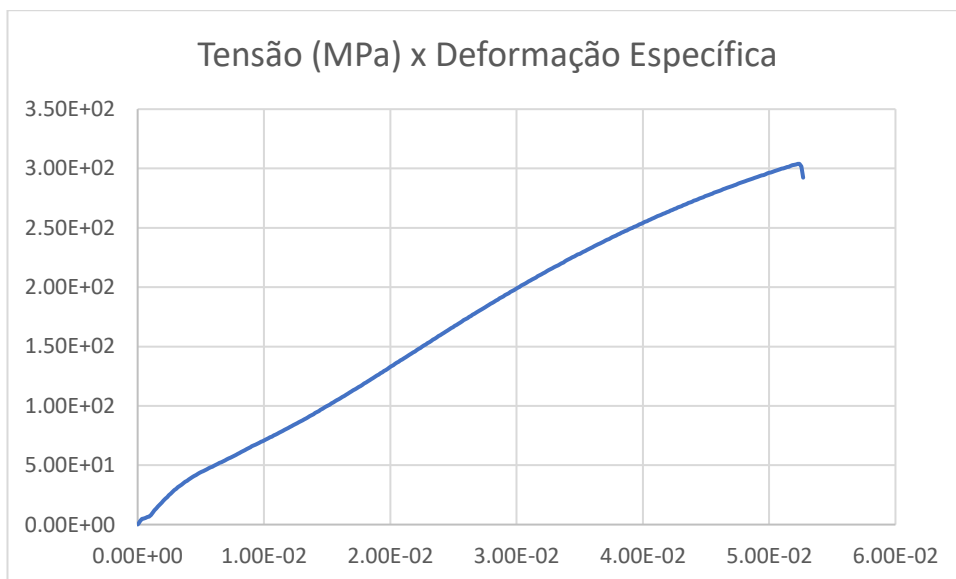


Figura 113: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete D em cobre.

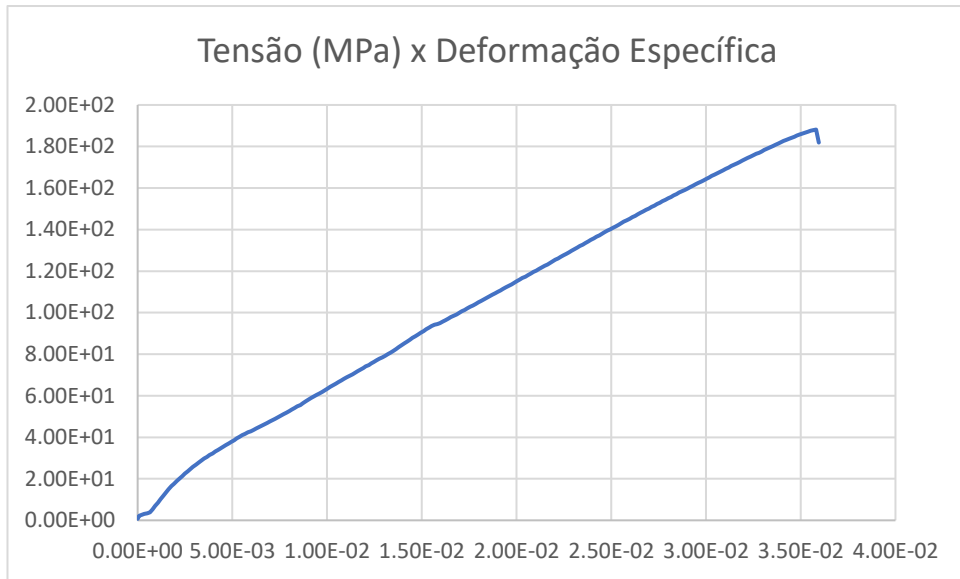


Figura 114: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete E em cobre.

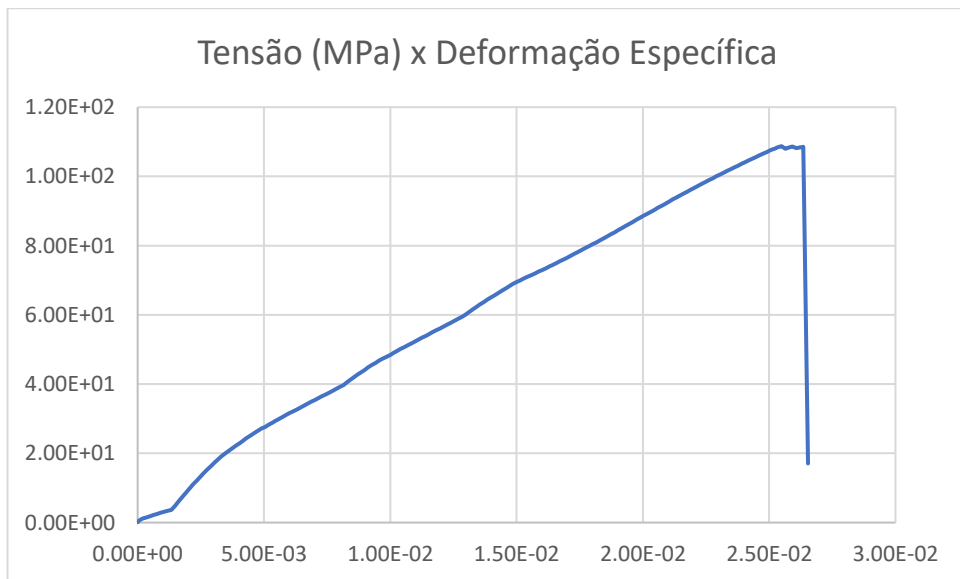


Figura 115: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete F em cobre.

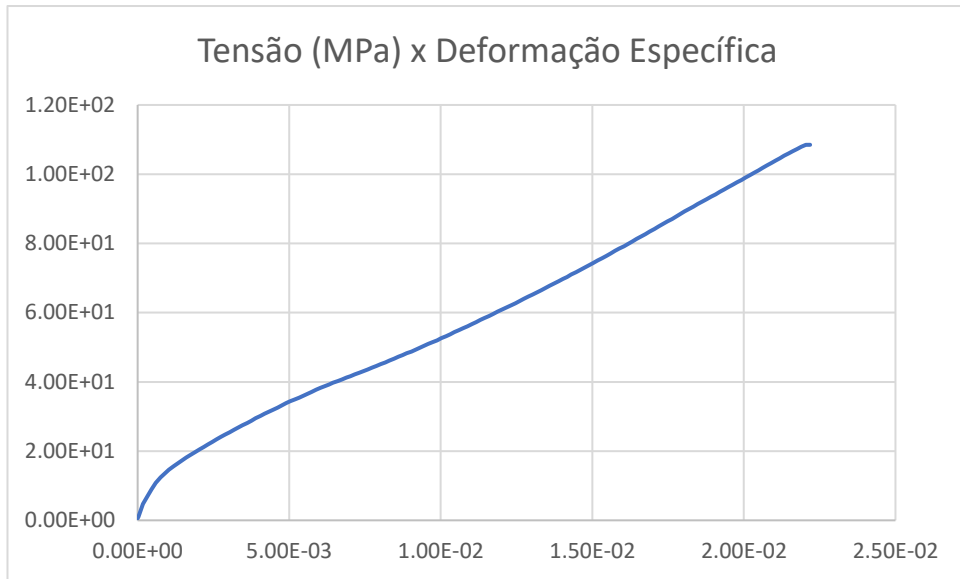


Figura 116: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete G em cobre.

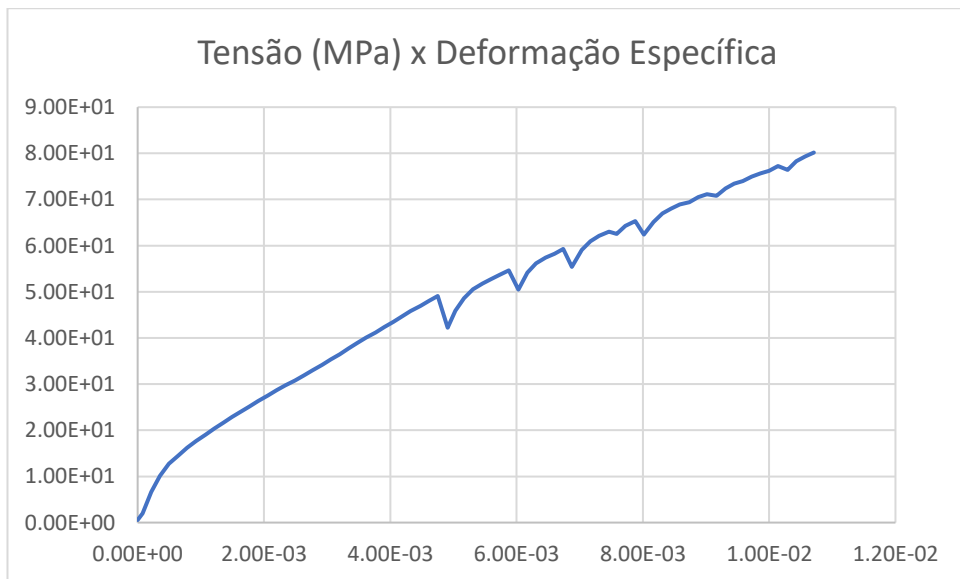


Figura 117: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete H em cobre.

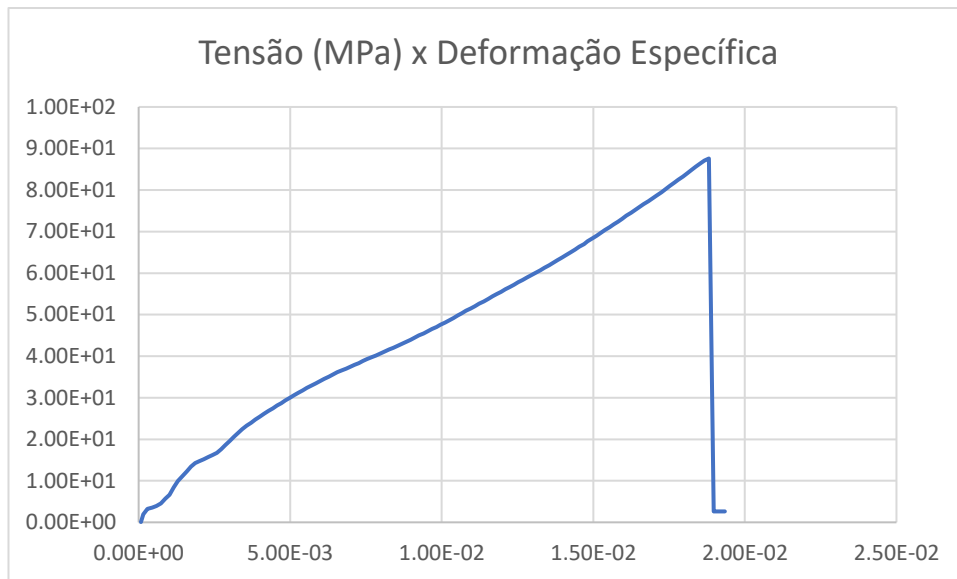


Figura 118: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete I em cobre.

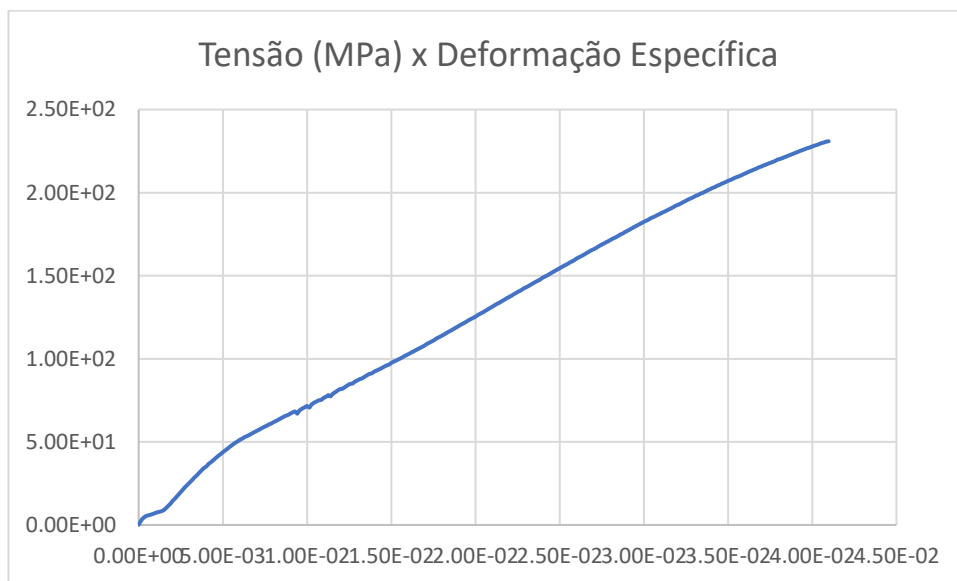


Figura 119: Gráfico Tensão (MPa) x Deformação Específica para o provete J em cobre.