



Universidade do Porto

FEUP Faculdade de
Engenharia

Modelação Numérica do Processo de Soldadura por Difusão

Joana Alegria Martins Mota de Almeida

Licenciada em Engenharia Mecânica,
Pela Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Dissertação submetida para satisfação parcial dos
requisitos do grau de mestre
em
Engenharia Mecânica
(Perfil de Construções Mecânicas)

Dissertação realizada sob a supervisão de
Professor Doutor António Augusto Fernandes,
do Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial
da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

Porto, Abril de 2008

Resumo

A soldadura por difusão é um processo de soldadura no estado sólido que permite a união de materiais similares ou dissimilares prevenindo os problemas associados aos processos de soldadura que envolvem fusão, reduzindo assim as heterogeneidades metalúrgicas, químicas, mecânicas e estruturais dos materiais.

A variação da concentração com o tempo e espaço de qualquer elemento constituinte de um material, é definida pela Segunda Lei de Fick, sendo que a difusão de átomos ocorre somente se estes tiverem quantidade suficiente de energia para a sua migração. Neste trabalho são apresentados modelos numéricos, recorrendo ao Método das Diferenças Finitas e ao Método dos Elementos Finitos (utilizando o software ABAQUS®), simulando dois materiais em contacto, sendo possível observar a variação de concentração nos materiais, em função da temperatura e tempo de soldadura, ao longo do espaço, para vários materiais. Os modelos apresentados foram validados através da comparação com a solução teórica da Segunda Lei de Fick e com resultados experimentais apresentados por J. Quiñones.

Partindo do modelo desenvolvido por Hill e Wallach são apresentados resultados obtidos através de análise por Elementos Finitos, recorrendo ao software ABAQUS®. Estes modelos consideram que o contacto inicial entre superfícies pelos picos de rugosidade origina uma série de vazios de forma elíptica que, pela aplicação da pressão na fase inicial do processo, se deformam aumentando a área de contacto. Os modelos apresentados foram validados considerando os resultados obtidos experimentalmente.

Os carbonetos sinterizados (metais duros) são utilizados em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste. No entanto, o seu elevado custo e o seu difícil processamento têm limitado a sua utilização. A possibilidade de unir estes metais, constitui um grande avanço para a indústria de fabrico de componentes neste material. Os metais duros possuem algumas características que limitam a sua utilização, sendo uma das mais críticas a deficiente resistência ao choque térmico provocada pela diferença de propriedades físicas e térmicas dos seus elementos. Os gradientes térmicos gerados, principalmente no arrefecimento, podem causar a fissuração dos materiais.

Nesta tese são apresentados resultados experimentais de diversas uniões entre carbonetos de tungsténio, com 6% e 12% de Co, e aço DIN EN 10083, com e sem a utilização de uma camada intermédia de cobre.

Foram desenvolvidos diversos modelos em ABAQUS®, recorrendo a análises termo-mecânicas, de modo a estudar o campo de tensão e deformação gerados durante o processo. A combinação dos parâmetros de soldadura a utilizar, em cada modelo, foi obtida utilizando o Método Taguchi. Assim como experimentalmente, foi verificado que, apenas com o uso de uma camada intermédia, é possível obter uniões perfeitas entre metal duro e aço.

palavras chave: soldadura por difusão, difusão, leis de Fick, carbonetos sinterizados (metais duros), método dos elementos finitos, método das diferenças finitas, tensões termo-mecânicas.

Abstract

Diffusion bonding is a solid-state welding process that allows the joining of similar or dissimilar heterogeneous materials avoiding weldability problems associated to fusion welding processes, reducing chemical, mechanical and structural heterogeneities.

The concentration variation with space and time of any material element is defined by the Second Fick's Law. The diffusion occurs only when atoms have enough energy to migrate. In this thesis numerical models, developed using Finite Differences Method and Finite Element Analysis (with the software ABAQUS®), are presented simulating two materials in contact. It is possible to observe the concentration variation, due to the applied temperature and the period of time required for the process, in space for different materials. Furthermore, the presented results were validated using the theoretical solution for the Second Fick's Law and experimental results provided by J. Quiñones.

Considering the model developed by Hill and Wallach some results are presented, obtained by Finite Element Analysis, using the software ABAQUS®, considering that initial contact between surfaces with asperities creates a series of voids with elliptical shape that, due to the applied pressure in the initial stage of the process, changes the shape of the voids increasing the contact area. Results were validated considering experimental results.

Cemented carbides (hardmetals) are used in applications that require high wear resistance. However its high costs together with the difficulty to process them limits the use of these materials. The possibility to join these materials in similar and dissimilar joints would be a very important development in hardmetals manufacturing. The hardmetals have some characteristics that limit its use, specially the poor thermal shock resistance due to the different physical and thermal properties of its elements. The thermal gradients generated and consequently the high stresses generated, mainly during cooling, can lead material to crack.

In this work, experimental results of many joints between cemented carbides, with 6% and 12% of Co, and steel DIN EN 10083 using or not a thin copper interlayer, are presented.

Thermal mechanical analysis was performed using Finite Elements techniques in ABAQUS simulating the stresses and deformations generated during the process. The combination of the diffusion bonding parameters used in the models was obtained using the Taguchi Method. As observed experimentally, it is only possible to obtain perfect unions between hardmetals and steel due to the high stresses generated during the cooling process when an interlayer of a softer material is used.

keywords: diffusion bonding, diffusion, Fick's law, cemented carbides (hardmetals), finite elements method, finite differences method, thermal stresses

Agradecimentos

No momento de conclusão da minha tese, gostaria de agradecer em primeiro lugar ao Prof. António Augusto Fernandes pela possibilidade de participação no projecto desenvolvido no IDMEC e pela orientação do trabalho.

Gostaria também de agradecer ao Prof. Renato Natal Jorge, pela co-orientação desta tese.

Gostaria de agradecer à Dra. Rosa Miranda pela ajuda e aconselhamento ao longo deste trabalho.

Gostaria de agradecer ao Prof. José Maria Gomez de Salazar pela disponibilidade para me receber na Universidad de Complutense de Madrid.e pela participação e ajuda na parte experimental deste trabalho.

Gostaria de agradecer ao Eng. Miguel Figueiredo e ao Eng. Rui Silva pela disponibilidade e ajuda durante a parte experimental.

Gostaria de agradecer a todos os meus colegas do IDMEC pela amizade, companhia e ajuda, em especial à Júlia, Sandra, Mariana e Carlos.

Gostaria de agradecer aos meus colegas de Mestrado pela amizade e entreaajuda.

Gostaria de agradecer ainda aos meus novos colegas da Qimonda pelo bom ambiente que facilitou a conciliação da realização desta tese com o trabalho.

Em especial, aos meus Pais e ao Luís por estarem sempre comigo

Conteúdo

Resumo	i
Abstract	iii
Agradecimentos.....	v
Conteúdo.....	vii
Lista de Figuras	xi
Lista de Tabelas	xix
Introdução geral.....	1
Contexto e motivação	1
Objectivos gerais.....	2
Organização da tese	2
1 Estado da arte do processo de soldadura por difusão.....	5
1.1 Introdução.....	5
1.2 Processo de soldadura por difusão	6
1.2.1 Soldadura no estado sólido	6
1.2.2 Soldadura por difusão	6
1.2.3 Parâmetros do processo	7
1.2.4 Materiais.....	10
1.2.5 Aplicações.....	12
1.2.6 Vantagens do processo.....	13
1.2.7 Limitações do processo.....	13
1.2.8 Equipamento	14
1.3 Mecanismos da soldadura por difusão	15
1.4 Processo de difusão a nível atómico	16
1.4.1 Difusão e energia de activação dos átomos.....	16
1.4.2 Mecanismos de difusão atómicos	17
1.4.3 Primeira Lei de Fick.....	19
1.4.4 Segunda Lei de Fick.....	20
1.4.5 Solução teórica para a resolução da Segunda Lei de Fick	21
1.4.6 Aplicação da Segunda Lei de Fick a dois materiais em contacto.....	22
1.5 Mecanismos de difusão	25
1.6 Mecanismos de deformação da rugosidade superficial.....	30
1.6.1 Deformação superficial.....	30
1.6.2 Aplicação dos mecanismos de formação da soldadura por difusão através de deformação superficial	31

1.6.3	Modelo de Hill e Wallach.....	33
2	Materiais.....	37
2.1	Introdução	37
2.2	Metais duros.....	37
2.3	Aço DIN EN 10083.....	42
2.4	Cobre	46
2.5	Aço AISI 1045	47
2.6	MONEL 400.....	49
3	Trabalho Experimental - Soldadura por Difusão de Metais Duros.....	51
3.1	Introdução	51
3.2	Preparação superficial dos materiais	53
3.3	Equipamento utilizado.....	53
3.3.1	Equipamento de soldadura por difusão da Universidade Complutense de Madrid.....	53
3.3.2	Equipamento de soldadura por difusão da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto	56
3.4	Trabalho experimental realizado na Universidad de Complutense de Madrid	58
3.4.1	Introdução	58
3.4.2	Configuração das soldaduras	58
3.4.3	Ensaio 1	61
3.4.4	Ensaio 2.....	64
3.4.5	Ensaio 3.....	66
3.5	Trabalho experimental realizado na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto.....	67
3.5.1	Introdução	67
3.5.2	Configuração das soldaduras	67
3.5.3	Ensaio prévio	68
3.5.4	Ensaio de soldadura em juntas sobrepostas (<i>overlap</i>) com camada intermédia de cobre .	70
3.5.5	Preparação das superfícies	71
3.6	Resultados e discussão	72
3.6.1	Análise microscópica das soldaduras	73
3.6.2	Espessura final da camada de cobre.....	82
3.6.3	Medição da micro-dureza.....	83
4	Modelação Numérica.....	87
4.1	Modelação numérica da deformação da rugosidade superficial	87
4.1.1	Introdução	87
4.1.2	Construção do modelo	87
4.1.3	Resultados e discussão	89

4.1.4	Validação dos resultados	97
4.2	Aplicação do Método das Diferenças Finitas à Segunda Lei de Fick a dois materiais em contacto....	99
4.2.1	Introdução	99
4.2.2	Aplicação do Método das Diferenças Finitas à Segunda Lei de Fick.....	99
4.2.3	Fronteira não coincidente com a divisão dos intervalos em x	102
4.2.4	Fronteira coincidente com a divisão dos intervalos em x	107
4.3	Estudo da difusão utilizando ABAQUS/STANDARD®.....	116
4.3.1	Introdução	116
4.3.2	Concepção geral do modelo.....	116
4.3.3	Modelo de difusão de Padron.....	118
4.3.4	Modelo de difusão de J. Quiñones <i>et al.</i>	120
4.3.5	Modelos de difusão em carbonetos de tungsténio	122
4.3.6	Discussão e validação dos resultados	126
4.4	Estudo do efeito da pressão, temperatura e arrefecimento durante o processo de soldadura com ABAQUS/STANDARD®	130
4.4.1	Introdução	130
4.4.2	Método Taguchi.....	130
4.4.3	Concepção dos modelos no ABAQUS/STANDARD®.....	133
4.4.4	Plano de experiências 1 – Tensões e deformações na geometria 1	138
4.4.5	Resultados e discussão – Plano de experiências 1	140
4.4.6	Plano de experiências 2 – Efeito da geometria	148
4.4.7	Resultados e discussão – Plano de experiências 2	149
4.4.8	Plano de experiências 3 – Efeito da utilização de uma camada intermédia.....	153
4.4.9	Resultados e discussão – Plano de experiências 3	154
4.4.10	Plano de experiências 4 – Efeito do material utilizado como camada intermédia.....	159
4.4.11	Resultados e discussão – Plano de experiências 4	160
4.4.12	Plano de experiências 5 – Efeito da pressão no arrefecimento utilizando uma camada intermédia de cobre	161
4.4.13	Resultados e discussão – Plano de experiências 5	162
4.4.14	Validação e conclusão	163
5	Discussão geral	169
5.1	Conclusões gerais	175
5.2	Trabalhos futuros.....	176
	Bibliografia.....	177
	Anexo A.....	181
	Anexo B.....	183

Lista de Figuras

Figura 1: Modelo mecânico da soldadura por difusão composto por três etapas [6].....	8
Figura 2: Características da superfície metálica com a presença de rugosidades e contaminantes [7].....	9
Figura 3: Exemplo de uma liga de níquel soldada por difusão (sem camada intermédia) [9].....	11
Figura 4: Etapas da formação da união entre material cerâmico e metal [3].....	11
Figura 5: Exemplo de uma soldadura por difusão de um metal duro com uma camada intermédia de níquel [10]	12
Figura 6: Esquematisação do equipamento de soldadura por difusão [7]	14
Figura 7: Distribuição dos átomos na malha em função da energia [1]	16
Figura 8: Energia de activação para a difusão de átomos. (x1 e x3 são posições de equilíbrio e x2 a posição media) [1]	17
Figura 9: Mecanismos de difusão [1]	18
Figura 10: Fluxo de átomos ao longo de um elemento da secção.....	19
Figura 11: Difusão dos átomos no material através da superfície do material	21
Figura 12: Variação da concentração de átomos.....	21
Figura 13: Função <i>erf</i>	22
Figura 14: Geometria planar unidimensional da união.....	22
Figura 15: Representação gráfica da concentração ao longo da superfície obtida por Illingworth [16].....	24
Figura 16: Concentração em função da posição para a soldadura por difusão do ferro fundido (1,5%C) e aço (0,55%C), modelo obtido por Quiñones <i>et al.</i> [4]	24
Figura 17: Concentração em função da posição para a soldadura por difusão do ferro fundido e aço (0,55%C), modelo obtido por Quiñones <i>et al.</i> [4].....	24
Figura 18: Fases da formação da junta entre dois materiais dissimilares [9]	30
Figura 19: Modelo esquemático da evolução da modelação da soldadura por difusão [18]	31
Figura 20: Modelação da superfície – linhas paralelas [2]	33
Figura 21: Etapas de variação da proximidade dos vazios: (a) geometria inicial, fase 0 (máximo e mínimo raio de curvatura); (b) geometria do vazio durante a fase I mostrando as dimensões de uma célula considerada unitária [2]	33
Figura 22: Percursos de transformação do material: (a) mecanismos de deformação superficiais; (b) mecanismos de deformação na interface; (c) mecanismos de deformação no volume de material [2].....	34
Figura 23: Previsão da área soldada obtida para o cobre, para as condições do processo e respectivas fases [2].....	34
Figura 24: Previsão obtida para a difusão do cobre. As famílias de mecanismos encontram-se indicadas por: T - quantidade total de soldadura; G - mecanismos de interface; S - família de mecanismos de superfície; C - Mecanismos de fluência e deformação plástica [2]	34
Figura 25: Esquema do processo de produção de metais duros [23].....	38
Figura 26: Secção vertical do diagrama WC-Co [28]	40
Figura 27: Módulo de Young vs Temperatura (Metais Duros) [29-30]	41
Figura 28: Tensão vs Deformação a elevadas temperaturas (WC-6%Co) [31]	41
Figura 29: Coeficiente de Expansão Térmica vs Temperatura (Metais Duros) (ensaio dilatométrico)	42
Figura 30: Modulo de Young vs Temperatura (Aço DIN EN 10083) [30]	43
Figura 31: Tensão vs Deformação Plástica com Temperatura (DIN EN 10083) [32]	44
Figura 32: Expansão Térmica vs Temperatura (DIN EN 1083) (ensaio dilatométrico)	44

Figura 33: Densidade vs Temperatura (Aço DIN EN 10083) [33]	45
Figura 34: Condutividade vs Temperatura (Aço DIN EN 1083) [33].....	45
Figura 35: Deformação plástica do cobre à temperatura ambiente [32]	46
Figura 36: Modulo de Young vs Temperatura (Cobre) [30].....	47
Figura 37: Coeficiente de Expansão Térmica vs Temperatura (Cobre) [34].....	47
Figura 38: Deformação plástica do aço AISI 1045 à temperatura ambiente [34].....	48
Figura 39: Deformação plástica do MONEL 400 à temperatura ambiente [36].....	50
Figura 40: Modulo de Young vs Temperatura do MONEL 400 [30]	50
Figura 41: Distribuição dos elementos na união WC-0,20%Co a aço18X2H4BA com camada intermédia de Níquel [1]	52
Figura 42: Vista geral do forno	54
Figura 43: Observação da soldadura durante o processo através da janela	54
Figura 44: Vista geral do equipamento (forno, controlador de vácuo, controlador do sistema hidráulico de pressão)	54
Figura 45: Esquema da câmara do forno	55
Figura 46: Pormenor do controlador de temperatura e de vácuo.....	55
Figura 47: Pormenor do indutor.....	55
Figura 48: Vista geral do equipamento.....	56
Figura 49: Pormenor da montagem da câmara de soldadura.....	57
Figura 50: Pormenor do interior da câmara de soldadura.....	57
Figura 51: Esquema da câmara de soldadura.....	57
Figura 52: Pormenor do controlador.....	57
Figura 53: Soldadura topo a topo de duas chapas metálicas.....	58
Figura 54: Desenho das peças 1 e 2 do suporte.....	59
Figura 55: Suporte montado.....	59
Figura 56: Peças e suportes cobertos de silicato de zircónia.....	60
Figura 57: Montagem das peças a soldar nos suportes.....	60
Figura 58: Montagem final das peças no suporte antes de soldadura.....	60
Figura 59: Aplicação da pressão nos provetes.....	61
Figura 60: Ciclo de pressão e temperatura do ensaio 1	62
Figura 61: Provette partido	63
Figura 62: Provette com fissura.....	63
Figura 63: Fissura junto à interface, ampliação10x.....	63
Figura 64: Ciclo de pressão e temperatura do ensaio 2.....	65
Figura 65: Ciclo de pressão e temperatura do ensaio 3.....	66
Figura 66: Esquema do posicionamento dos materiais (metal duro 6%, aço e intermediário Cu)	67
Figura 67: Esquema do posicionamento dos materiais (metal duro 12%, aço e intermediário Cu)	67
Figura 68: Ciclo de pressão e temperatura da soldadura S1	68
Figura 69: Exemplo do perfil de rugosidade de um provete de metal duro WC-6%Co	69
Figura 70: Exemplo de contagem dos picos de rugosidade (escala de 1µm).....	69
Figura 71: Soldadura S1 partida.....	69
Figura 72 Ciclo de pressão e temperatura da soldadura para soldaduras realizadas a 900°C	70

Figura 73: Ciclo de pressão e temperatura da soldadura para soldaduras realizadas a 900°C	70
Figura 74: Vista de cima da soldadura S7	71
Figura 75: Vista lateral da soldadura S7	71
Figura 76: Pormenor da união da soldadura S7	71
Figura 77: Microscopia óptica soldadura S2, ampliação 10x	73
Figura 78: Microscopia óptica soldadura S3, ampliação 10x	74
Figura 79: Microscopia óptica soldadura S3, ampliação 50x	74
Figura 80: Microscopia óptica soldadura S3, ampliação 100x	74
Figura 81: Microscopia óptica soldadura S4, ampliação 20x	75
Figura 82: Microscopia óptica soldadura S6, ampliação 20x	75
Figura 83: Microscopia óptica soldadura S6, ampliação 50x	75
Figura 84: Microscopia SEM soldadura S6, ampliação 800x	76
Figura 85: Microscopia SEM soldadura S6, ampliação 7000x – pormenor união Aço-Cu	77
Figura 86: Microscopia SEM soldadura S6, ampliação 7000x – pormenor união Cu-WC-Co	77
Figura 87: Análise quantitativa da soldadura S6 (união Aço-Cu)	77
Figura 88: Análise quantitativa da soldadura S6 (união Cu-WC-Co)	77
Figura 89: Espectro z10 da soldadura S6	78
Figura 90: Espectro z11 da soldadura S6	78
Figura 91: Microscopia óptica soldadura S8, ampliação 20x	78
Figura 92: Microscopia SEM soldadura S8, ampliação 7000x – pormenor união Aço-Cu	79
Figura 93: Microscopia SEM soldadura S8, ampliação 7000x – pormenor união Cu-WC-6%Co	79
Figura 94: Análise quantitativa da soldadura S8 (união Aço-Cu)	79
Figura 95: Análise quantitativa da soldadura S8 (união Cu-WC-Co)	79
Figura 96: Microscopia óptica soldadura S9, ampliação 20x	80
Figura 97: Microscopia óptica soldadura S9, ampliação 50x	80
Figura 98: Microscopia SEM soldadura S9, ampliação 2500x	80
Figura 99: Microscopia SEM soldadura S9, ampliação 7000x – pormenor união Aço-Cu	81
Figura 100: Microscopia SEM soldadura S9, ampliação 7000x – pormenor união Cu-WC-Co	81
Figura 101: Análise quantitativa da soldadura S9 (união Aço-Cu)	81
Figura 102: Análise quantitativa da soldadura S9 (união Cu-WC-Co)	81
Figura 103: Redução da espessura da camada de cobre em função da temperatura de soldadura, em espessura da camada de cobre e metal duro utilizado	82
Figura 104: Ponta em forma de pirâmide para medição de dureza	83
Figura 105: Esquema da medição da micro-dureza no material de base WC-6%Co	83
Figura 106: Esquema da medição da micro-dureza no material de base WC-12%Co	83
Figura 107: Medição da dureza no provete S3	84
Figura 108: Medição da dureza no provete S6	85
Figura 109: Medição da dureza no provete S8	85
Figura 110: Medição da dureza no provete S9	86
Figura 111: Esquema da câmara de soldadura e respectivas condições de fronteira	88

Figura 112: Malha refinada na zona do vazio	88
Figura 113: Geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$	89
Figura 114: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 20MPa.....	89
Figura 115: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 20MPa	89
Figura 116: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 29,5MPa.....	89
Figura 117: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 29,5MPa	89
Figura 118: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 35MPa.....	90
Figura 119: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 35MPa	90
Figura 120: Geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$	90
Figura 121: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 14MPa.....	90
Figura 122: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 14MPa	91
Figura 123: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 22MPa.....	91
Figura 124: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 22MPa	91
Figura 125: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 31MPa.....	91
Figura 126: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 31MPa	92
Figura 127: Nós de referência nas superfícies.....	92
Figura 128: Deformação do vazio de $30\mu\text{m}$ de largura	92
Figura 129: Deformação do vazio de $70\mu\text{m}$ de largura	93
Figura 130: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$	93
Figura 131: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$	94
Figura 132: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$	94
Figura 133: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, início do fecho dos vazios	94
Figura 134: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, durante o fecho dos vazios.....	94
Figura 135: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, após fecho dos vazios	95
Figura 136: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, início do fecho dos vazios.....	95
Figura 137: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, durante o fecho dos vazios.....	95
Figura 138: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, após fecho dos vazios	95
Figura 139: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, início do fecho dos vazios.....	96
Figura 140: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, durante o fecho dos vazios.....	96
Figura 141: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, após fecho dos vazios	96
Figura 142: Exemplo de um dos ciclos de pressão e temperatura utilizados.....	97
Figura 143: Exemplo de microestrutura obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 20x	97
Figura 144: Exemplo de microestrutura obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 20x	97
Figura 145: Exemplo de microestrutura SEM obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 5000 x	98
Figura 146: Exemplo de microestrutura SEM obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 5000 x	98
Figura 147: Modelo representativo da formulação implícita [37].....	100
Figura 148: Geometria (duas superfícies em contacto).....	100
Figura 149: Superfícies com condições iniciais e de fronteira.....	101
Figura 150: Discretização em x e em t (numero de intervalos em x impar)	102
Figura 151: Discretização com cinco intervalos em x	102

Figura 152: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) (nintx=5, nintt=5)	104
Figura 153: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=5, nintt=5)	105
Figura 154: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 60 minutos) (nintx=5, nintt=5)	105
Figura 155: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 60 min (nintx=5, nintt=5)	106
Figura 156: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) (nintx=51, nintt=51)	106
Figura 157: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=51, nintt=51)	107
Figura 158: Discretização em x e em t (numero de intervalos em x par)	107
Figura 159: Discretização com seis intervalos em x	108
Figura 160: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) (nintx=6, nintt=6)	110
Figura 161: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=6, nintt=6)	111
Figura 162: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 60 minutos) (nintx=6, nintt=6)	111
Figura 163: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 60 min (nintx=6, nintt=6)	112
Figura 164: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) (nintx=50, nintt=50)	112
Figura 165: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=50, nintt=50)	113
Figura 166: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 60 minutos) (nintx=50, nintt=50)	113
Figura 167: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 60 min (nintx=50, nintt=50)	114
Figura 168: Diferencial de concentrações	114
Figura 169: Discretização para a introdução do diferencial de concentrações	115
Figura 170: Geometria com interface	116
Figura 171: Malha de elementos DC2D8	118
Figura 172: Evolução da concentração de Cu ao longo de x	118
Figura 173: Evolução da concentração de Cu ao longo de x em função do tempo	119
Figura 174: Coeficiente de Difusão do Carbono C no γ -Fe vs Temperatura	120
Figura 175: Concentração de C na união Ferro Fundido/Aço para vários tempos de soldadura	121
Figura 176: Gradiente de concentração de Carbono junto à interface ao fim de 10 minutos	121
Figura 177: Gradiente de concentração de Carbono junto à interface ao fim de 60 minutos	121
Figura 178: Coeficientes de Difusão do Co nos WC-Co	122
Figura 179: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 600 segundos	122
Figura 180: Gradiente de concentração de Co junto à interface WC-6%Co e WC-12%Co ao fim de 600 segundos	123
Figura 181: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao longo do tempo	123
Figura 182: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 10min em função da temperatura	124
Figura 183: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 20min em função da temperatura	124
Figura 184: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 40min em função da temperatura	124
Figura 185: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 60min em função da temperatura	125
Figura 186: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao longo do tempo e da temperatura de soldadura	125
Figura 187: Equivalência da temperatura e do tempo de soldadura (efeito na concentração)	126
Figura 188: Comparação do modelo numérico com o modelo teórico de difusão (dados de Padron <i>et al.</i> [38])	127
Figura 189: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones <i>et al.</i> [4] (10min)	127
Figura 190: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones <i>et al.</i> [4] (20min)	128
Figura 191: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones <i>et al.</i> [4] (40min)	128

Figura 192: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones <i>et al.</i> [4] (60min)	128
Figura 193: Cubo com factores nos vértices	131
Figura 194: Cubo projectado	131
Figura 195: Resposta a dois níveis	132
Figura 196: Resposta a três níveis	132
Figura 197: Interação de factores	132
Figura 198: Geometria 2D topo a topo – geometria 1	133
Figura 199: Geometria 2D com sobreposição (<i>overlap</i>) – geometria 2	133
Figura 200: Geometria 2D com sobreposição (<i>overlap</i>) com camada intermédia de cobre – geometria 2	133
Figura 201: Contacto entre peças	134
Figura 202: Peças no suporte	135
Figura 203: Condições de fronteira da geometria 1	135
Figura 204: Condições de fronteira da geometria 2	136
Figura 205: Aplicação da pressão na geometria 1	136
Figura 206: Aplicação da temperatura na geometria 1	136
Figura 207: Aplicação da pressão na geometria 2	136
Figura 208: Aplicação da temperatura na geometria 2	137
Figura 209: Geração da malha na geometria 1	137
Figura 210: Exemplo de malha na geometria 2	137
Figura 211: Evolução do aquecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 1	140
Figura 212: Nós de medição das tensões	141
Figura 213: Média das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1	141
Figura 214: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1	142
Figura 215: Média das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 1	142
Figura 216: Desvio padrão das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 1	143
Figura 217: Nós de medição dos deslocamentos	143
Figura 218: Média dos deslocamentos (deformação) gerados no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1	144
Figura 219: Desvio padrão dos deslocamentos (deformação) gerados no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1	144
Figura 220: Média dos deslocamentos (deformação) gerados no aço durante o aquecimento – plano de experiências 1	145
Figura 221: Desvio padrão dos deslocamentos (deformação) gerados no aço durante o aquecimento – plano de experiências 1	145
Figura 222. Contração dos materiais no arrefecimento	146
Figura 223: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 1	146
Figura 224: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 1	147
Figura 225: Evolução do aquecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 2	149
Figura 226: Tensões geradas na geometria 2 durante o aquecimento	149
Figura 227: Média das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 2	150
Figura 228: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 2	150
Figura 229: Média das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 2	151

Figura 230: Desvio padrão das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 2.....	151
Figura 231: Tensões geradas na geometria 2 durante o arrefecimento	152
Figura 232: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 2	152
Figura 233: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 2.....	152
Figura 234: Tensões geradas nos materiais durante o aquecimento	154
Figura 235: Média das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 3	155
Figura 236: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 3	155
Figura 237: Média das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 3	156
Figura 238: Desvio padrão das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 3.....	156
Figura 239: Pormenor da evolução do arrefecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 2 com camada intermédia de cobre – a meio do processo de arrefecimento.....	157
Figura 240: Pormenor da evolução do arrefecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 2 com camada intermédia de cobre – final do processo de arrefecimento	157
Figura 241: Tensões geradas nos materiais durante o arrefecimento.....	157
Figura 242: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 3	158
Figura 243: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 3.....	158
Figura 244: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 4	160
Figura 245: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 4.....	161
Figura 246: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 5	163
Figura 247: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 5.....	163
Figura 248: Minimização das tensões no aquecimento na geometria 1	164
Figura 249: Minimização das tensões no arrefecimento na geometria 1	164
Figura 250: Minimização das tensões no aquecimento na geometria 2 com camada intermédia de cobre	165
Figura 251: Minimização das tensões no arrefecimento na geometria 2 com camada intermédia de cobre	166
Figura 252: Tensões geradas no arrefecimento vs Tensão de ruptura para o WC-12%Co	166
Figura 253: Tensões geradas no arrefecimento vs Tensão de ruptura para o WC-6%Co	167
Figura 254: Comparação dos modelos numéricos com o modelo teórico para a Segunda Lei de Fick (10 minutos)	172
Figura 255: Comparação dos modelos numéricos com o modelo teórico para a Segunda Lei de Fick (60 minutos)	173

Lista de Tabelas

Tabela 1: Energia de activação dos vários mecanismos de difusão dos átomos (cobre) [1].....	18
Tabela 2: Propriedades dos metais duros à temperatura ambiente [23]	40
Tabela 3: Composição química do aço DIN EN 10083 [23].....	42
Tabela 4: Propriedades do aço DIN EN 10083 à temperatura ambiente [23].....	43
Tabela 5: Propriedades do cobre à temperatura ambiente [34].....	46
Tabela 6: Composição química do aço AISI 1045 [34]	47
Tabela 7: Propriedades do aço AISI 1045 à temperatura ambiente [34-35]	48
Tabela 8: Composição química da liga MONEL 400 [36]	49
Tabela 9: Propriedades do MONEL 400 à temperatura ambiente [34-36].....	49
Tabela 10: Sugestão de preparação de amostras	53
Tabela 11: Combinações de pressão e temperatura do ensaio 1.....	62
Tabela 12: Estado final dos provetes soldados a WC-6%Co obtidos no ensaio 1	64
Tabela 13: Estado final dos provetes soldados a WC-12%Co obtidos no ensaio 1	64
Tabela 14: Combinações de pressão e temperatura do ensaio 2.....	65
Tabela 15: Estado final dos provetes obtidos no ensaio 2.....	65
Tabela 16: Combinações de pressão e temperatura do ensaio 3.....	66
Tabela 17: Estado final dos provetes obtidos no ensaio 3.....	66
Tabela 18: Ensaio soldadura por difusão com camada intermédia de cobre.....	70
Tabela 19: Constituintes da união S6	76
Tabela 20: Espessura final da camada de cobre	82
Tabela 21: Comparação das durezas medidas com os valores teóricos	84
Tabela 22: Resultados de medição de dureza.....	86
Tabela 23: Matriz $L_4(2^3)$ [40].....	138
Tabela 24: Factores e níveis do plano de experiências 1 - aquecimento	138
Tabela 25: Matriz do plano experiências 1 - aquecimento.....	139
Tabela 26: Factores e níveis do plano de experiências 1- arrefecimento.....	139
Tabela 27: Matriz do plano experiências 1 - arrefecimento	139
Tabela 28: Factores e níveis do plano de experiências 2 – aquecimento e arrefecimento	148
Tabela 29: Matriz do plano experiências 2 – aquecimento e arrefecimento	148
Tabela 30: Factores e níveis do plano de experiências 3 – aquecimento e arrefecimento	153
Tabela 31: Matriz do plano experiências 3 – aquecimento e arrefecimento	154
Tabela 32: Factores e níveis do plano de experiências 4 – arrefecimento	159
Tabela 33: Matriz do plano experiências 4 – arrefecimento.....	159
Tabela 34: Factores e níveis do plano de experiências 5 – arrefecimento	162
Tabela 35: Matriz do plano experiências 5 – arrefecimento.....	162
Tabela 36: Minimização de tensões para a geometria 1.....	164
Tabela 37: Minimização da deformação na geometria 1	164

Tabela 38: Minimização de tensões para a geometria 2 com utilização de camada intermédia de cobre 165

Introdução geral

Contexto e motivação

Os carbonetos sinterizados são utilizados em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste. No entanto, o seu elevado custo, o difícil processamento e as suas características têm limitado a sua utilização. A possibilidade de unir estes materiais, constitui um grande avanço para a indústria de fabrico de componentes neste material, permitindo alargar a sua utilização.

A soldadura por difusão é um processo de soldadura no estado sólido que permite a união de materiais similares ou dissimilares, prevenindo os problemas associados aos processos de soldadura por fusão, reduzindo assim as heterogeneidades metalúrgicas, químicas, mecânicas e estruturais dos materiais.

As superfícies a soldar são preparadas e colocadas em contacto sob a aplicação de uma pressão e elevada temperatura, durante um determinado período de tempo. A temperatura necessária para o processo deverá ser 50% a 70% do ponto de fusão do material e a pressão, responsável numa primeira etapa pelo aumento da área de contacto entre superfícies, deverá ser menor que a pressão necessária para produzir 5% de deformação do material.

Durante o processo de soldadura não ocorre fusão e as deformações macroscópicas e movimentos relativos entre as partes são limitados.

O processo torna-se vantajoso pois permite a união de uma grande diversidade de materiais, incompatíveis por outros processos, conservando as suas propriedades e características originais.

A realização da presente dissertação de Mestrado surge com base no trabalho desenvolvido no Projecto POCI/EME/56076/2004 – Tecnologias Avançadas de Ligação de Metais Duros, financiado pela FCT, desenvolvido em parceria pelo IDMEC Pólo FEUP e IDMEC Pólo IST do qual fiz parte desde Outubro de 2005 até Junho de 2007, pelo IDMEC Pólo FEUP.

O projecto teve como objectivo o estudo da soldadura por difusão e soldadura a laser em metais duros e sua respectiva modelação numérica por elementos finitos com foco nas tensões de origem termo-mecânica, sendo que o Pólo da FEUP ficou concentrado no processo de soldadura por difusão.

Objectivos gerais

A presente dissertação de mestrado tem como objectivo principal o estudo de modelos analítico/numéricos para a simulação do processo de soldadura por difusão e a realização da respectiva validação experimental.

Nos últimos anos, alguns modelos contínuos e algoritmos foram desenvolvidos para descrever o comportamento acoplado dos diferentes fenómenos. Assim, este trabalho tem como missão estudar diferentes modelos, propostos na literatura, que possam ser aplicados na simulação do processo de soldadura por difusão.

Assim, foram definidos os seguintes objectivos gerais para a presente trabalho:

- I. Estudo do estado da arte do processo e da respectiva modelação numérica
- II. Realização de soldaduras em metais duros pelo processo de difusão e análise dos respectivos resultados
- III. Criação de modelos numéricos utilizando softwares comerciais
- IV. Validação dos modelos criados com os resultados experimentais obtidos

Organização da tese

A presente tese organiza-se em cinco capítulos principais que cobrem os objectivos gerais acima apresentados.

Os objectivos gerais da tese são apresentados neste capítulo e a discussão geral e conclusões apresentadas no capítulo 5.

Assim, os capítulos a seguir apresentados têm o seguinte conteúdo:

No Capítulo 1 é apresentada uma revisão bibliográfica sobre o processo de soldadura por difusão, parâmetros do processo e suas principais características assim como os mecanismos de difusão a nível atómico, sendo apresentadas as Leis de Fick, e os mecanismos de deformação superficial.

São ainda apresentados modelos numéricos desenvolvidos por vários autores em duas áreas distintas: a modelação da soldadura por difusão a nível atómico, com base na Segunda Lei de Fick e os modelos considerando os mecanismos de deformação superficial.

O capítulo 2 é exclusivamente dedicado aos materiais utilizados, quer a nível experimental quer a nível numérico, sendo a maior atenção dedicada aos metais duros, com composição de 6% de Co e 12% de Co e ao aço DIN EN 10083, sobre os quais incidiram maior número de ensaios experimentais e modelos numéricos. São apresentadas as características gerais de cada um dos materiais e as suas principais propriedades tendo sido, na maioria dos casos, obtidas através de uma vasta pesquisa bibliográfica.

O capítulo 3 dedica-se à apresentação da parte experimental do presente trabalho. É feita uma descrição dos equipamentos utilizados e apresentado o procedimento experimental efectuado. São apresentados os resultados obtidos, através da análise de microestruturas e medição de durezas, em uniões soldadas por difusão de metais duros com aço com e sem a utilização de camadas intermédias de cobre finas, considerando duas configurações diferentes.

No capítulo 4 é apresentada toda a parte numérica deste trabalho dividindo-se em quatro sub-capítulos onde são desenvolvidas abordagens diferentes na simulação do processo.

Numa primeira parte, são apresentados os modelos desenvolvidos com base nos mecanismos de deformação superficial, considerando a pressão aplicada na fase inicial do processo. Estes modelos consideram que a rugosidade superficial de duas superfícies em contacto forma vazios de forma elíptica que, pela aplicação da pressão, se vão deformando até ao seu fecho total, originando assim o perfeito contacto entre superfícies. Os modelos foram desenvolvidos utilizando o software ABAQUS/STANDARD®. Numa segunda fase são apresentados modelos numéricos em Matlab®, recorrendo ao método das diferenças finitas, simulando dois materiais em contacto, sendo possível observar a variação de concentração nos materiais, a temperatura constante, ao longo do tempo e espaço, com base na Segunda Lei de Fick.

Sendo que o software ABAQUS/STANDARD® não permite considerar pressão e fenómenos de difusão em simultâneo e sendo a difusão um processo comandado pela temperatura, foram desenvolvidos modelos de modo a analisar a variação da concentração durante o processo de soldadura em vários materiais, recorrendo em alguns casos a dados fornecidos por diferentes autores, em função da temperatura aplicada e do tempo de soldadura. Os resultados obtidos foram validados através da comparação com a solução teórica da Segunda Lei de Fick e com resultados experimentais encontrados na bibliografia.

Numa última fase, de modo a compreender os resultados experimentais obtidos na união de metal duro e aço, foram desenvolvidos modelos termo-mecânicos de modo a estudar as tensões geradas nos materiais devido à aplicação de pressão e temperatura no aquecimento e arrefecimento durante o processo de

soldadura. Foram construídos modelos considerando as geometrias utilizadas experimentalmente e a utilização ou não de camadas intermédias de cobre finas de modo a validar numericamente os resultados experimentais, tendo foco nas tensões geradas no arrefecimento dos materiais.

1 Estado da arte do processo de soldadura por difusão

1.1 Introdução

Segundo a definição de Kasakov [1], a soldadura *é um processo que permite a união permanente, estabelecendo uniões interatômicas entre os materiais, através da aplicação localizada ou generalizada de temperatura ou deformação plástica, ou ambas*. Para que a união interatômica seja estabelecida, os materiais a soldar devem ser colocados em contacto para que o espaço atômico entre as partes seja favorável à sua união.

Actualmente os processos de soldadura podem classificar-se em duas categorias: soldadura por fusão e soldadura no estado sólido, sendo que é neste último que se inclui a soldadura por difusão.

Neste capítulo é apresentada uma revisão bibliográfica geral sobre o processo de soldadura por difusão, apresentando os principais parâmetros do processo, os materiais e aplicações, vantagens e desvantagens da sua utilização, assim como o equipamento necessário à realização de uniões por difusão.

A difusão nos materiais, a nível atômico, define-se como o transporte de massa que decresce de uma determinada forma ao longo da malha de átomos de um sólido cristalino [1]. Neste capítulo é feita uma revisão bibliográfica sobre o processo de difusão a nível atômico, focalizando a Primeira e Segunda Lei de Fick e sua aplicação a dois materiais em contacto.

Actualmente é aceite que a união de dois materiais idênticos ou similares ocorre por colapso dos vazios na interface produzidos por uma série de mecanismos de difusão e de deslocamento [2]. Assim, é ainda apresentada uma revisão bibliográfica sobre a aplicação dos mecanismos de formação da soldadura por difusão através da deformação superficial, concentrando atenções no modelo desenvolvido por Hill e Wallach [2].

1.2 Processo de soldadura por difusão

1.2.1 Soldadura no estado sólido

Na soldadura no estado sólido, os materiais a soldar são colocados em contacto para que haja interacção entre as superfícies.

As superfícies a unir necessitam de ser limpas para que as substâncias existentes na superfície não interfiram com o processo de soldadura. Cada tipo de material necessita de uma preparação específica da superfície de acordo com as suas características. Em todos os processos incluídos neste grupo, o tempo, a temperatura e a pressão, individualmente ou em combinação, produzem a união dos materiais de base sem que ocorra a fusão destes.

Actualmente são usados vários métodos tais como a soldadura a frio, soldadura por difusão, soldadura por fricção, soldadura por ultra-som, soldadura por pressão a quente, soldadura por fricção, etc.

Assim, a soldadura no estado sólido inclui alguns dos mais antigos processos de soldadura e também alguns dos mais novos e mais avançados.

Os materiais a serem soldados conservam as suas propriedades originais, sem que ocorram os típicos problemas na zona afectada pelo calor, quando há fusão dos materiais [3].

1.2.2 Soldadura por difusão

A soldadura por difusão, como o nome indica, envolve a interdifusão dos átomos ao longo da interface de soldadura. Na prática, a soldadura por difusão é um processo de união onde as duas superfícies, pré-preparadas e limpas, são colocadas em contacto, sob pressão, a uma temperatura entre 50 e 80% do ponto de fusão do material (no caso de materiais dissimilares, a uma temperatura entre 50% a 80% do ponto de fusão do material com ponto de fusão mais baixo), durante um determinado período de tempo numa câmara de vácuo ou numa atmosfera de gás inerte. Quando os materiais são bem maquinados e o seu acabamento superficial é bom, sendo a rugosidade superficial da ordem dos 0,3 a 1µm. A pressão no processo deve ser suficiente para originar deformação plástica na área de contacto, produzindo assim um contacto quase perfeito entre as superfícies a soldar, nunca devendo provocar deformações superiores a 5%.

Quando a temperatura atinge determinado valor, são activados mecanismos de fluência, que colocam as superfícies a níveis de proximidade que permitem que a difusão ocorra. Alguns átomos atingem níveis de

energia cinética elevados o que lhes permite movimentarem-se ao longo do sólido, preenchendo os espaços vazios entre as duas superfícies em contacto.

Durante o processo de soldadura não ocorre fusão e as deformações macroscópicas e movimentos relativos entre as partes são limitados. O processo torna-se vantajoso pois permite a união de uma grande diversidade de materiais, incompatíveis por outros processos, conservando as suas propriedades e características originais.

As maiores desvantagens do processo relacionam-se com factores económicos pois requerem elevado investimento no equipamento e apenas pode ser produzido um número restrito de geometrias de juntas.

Devido à própria natureza do processo, as condições devem ser tais que favoreçam os fenómenos de difusão. Mediante a estimulação dos processos difusivos é possível soldar materiais idênticos entre si (soldadura por difusão de materiais similares) e materiais com propriedades muito diferentes (soldadura por difusão de materiais dissimilares). Em ambos os casos, poderá ser utilizada uma camada fina de um material que promova o aumento das micro deformações na união, originando assim um contacto mais perfeito entre as superfícies e que permita a relaxação de tensões nos materiais durante o arrefecimento [4].

1.2.3 Parâmetros do processo

Os parâmetros mais importantes para o sucesso da soldadura por difusão, como anteriormente referido são a temperatura, pressão e o tempo de soldadura. É ainda muito importante considerar o acabamento superficial dos dois materiais a unir e o vácuo existente na câmara.

Temperatura

A temperatura é a variável mais influente, sendo que, combinada com a pressão, determina a extensão da área de contacto durante a fase inicial do processo (deformação e formação do contacto interfacial). Durante as etapas seguintes (Figura 1) é suficiente para determinar a taxa de difusão que orienta a eliminação dos vazios [5].

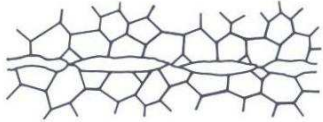
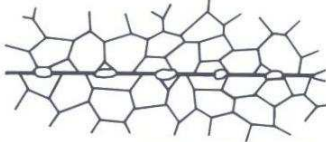
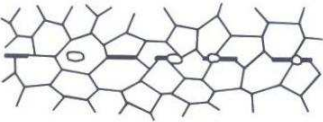
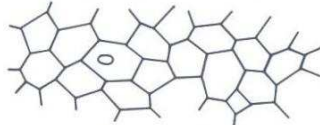
	
Contacto inicial das rugosidades	Etapa 1 – deformação e formação dos limites interfaciais
	
Etapa 2 – Migração dos limites de grão e eliminação dos poros	Etapa 3 – eliminação dos poros através da difusão

Figura 1: Modelo mecânico da soldadura por difusão composto por três etapas [6]

A temperatura deverá situar-se abaixo da linha *solidus*, entre os 50% e os 80% do ponto de fusão do material. No caso da soldadura ser realizada entre materiais dissimilares deverá ser considerado o ponto de fusão mais baixo. A aplicação de elevada temperatura ajuda a interdifusão dos átomos ao longo da interface de soldadura, promovendo assim a deformação da superfície (quebrando as rugosidades superficiais) [1].

Pressão

A pressão é apenas necessária na etapa inicial do processo de soldadura (Figura 1) para aumentar a área de contacto entre as superfícies, à temperatura de soldadura seleccionada. A remoção da pressão após esta etapa não afecta significativamente a formação da união [1].

A pressão aplicada deve assegurar um contacto íntimo entre os extremos das duas partes a soldar, devendo ser suficiente para ajudar a deformação das rugosidades superficiais e para que todos os vazios da zona a soldar sejam ocupados. Deve ainda ser menor que a pressão necessária para provocar 5% de deformação nos materiais [3]. Se a pressão não for suficiente alguns dos vazios serão deixados por preencher e a resistência da junta será prejudicada [1].

Tempo de soldadura

A duração da aplicação da pressão e da temperatura deverá ser, na maioria dos casos, a mínima possível tendo em conta considerações físicas dos materiais e razões económicas. A duração da aplicação da pressão deverá ser apenas a suficiente para ser formado um contacto íntimo entre as superfícies e a duração da aplicação da temperatura deverá ser apenas a necessária para que ocorra o processo de soldadura completo.

Uma duração excessiva da aplicação de pressão e temperatura poderá deformar os materiais, deixar vazios na interface, alterar a composição química dos materiais ou ainda promover a formação de fases inter-metálicas frágeis (quando são soldados metais dissimilares ou ligas) [1].

Em alguns processos o tempo de soldadura poderá ser extremamente curto, chegando a ser inferior a um segundo. Noutros casos o tempo de soldadura poderá ser de um número elevado de horas. À medida que a temperatura aumenta, geralmente o tempo necessário diminui [1].

Acabamento superficial

As superfícies dos materiais, principalmente os metálicos, possuem rugosidades e encontram-se geralmente oxidadas ou quimicamente reagidas e aderentes. Podem ainda conter gases absorvidos, humidades ou outros produtos sólidos ou líquidos distribuídos aleatoriamente, como óleo, graxa ou sujidades [7] (Figura 2).

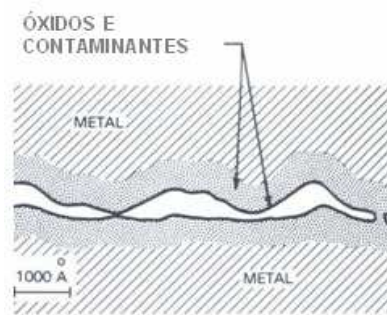


Figura 2: Características da superfície metálica com a presença de rugosidades e contaminantes [7]

Para que a soldadura possa ser realizada satisfatoriamente deverá haver intimidade mecânica das superfícies e interrupção e dispersão dos contaminantes superficiais [7].

Para que haja um bom contacto, as superfícies devem possuir o mínimo de rugosidades e ajustarem-se perfeitamente. Metais macios como alumínio, magnésio e ouro necessitam de um acabamento superficial de modo a que a sua rugosidade nunca seja superior a 40-80µm. Ligas duras, metais refractários, ligas de alta temperatura, ferramentas de aço e materiais não metálicos necessitam de maior acabamento superficial, chegando em alguns casos a sua rugosidade superficial a ter de ser inferior a 2,5µm, sendo desejável o uso de uma camada intermédia de um material facilmente deformável.

Atmosfera da câmara de soldadura

A câmara de soldadura, durante o processo, é geralmente mantida em vácuo entre 10^{-1} e os 10^{-3} Pa de modo a proteger da oxidação as superfícies dos materiais. Por vezes poderá ser introduzido um gás inerte na câmara (árgon seco, hélio com ponto de orvalho inferior a 216K), hidrogénio ou vários gases misturados [1] para a realização da purga da câmara antes da introdução do vácuo ou mesmo durante todo o processo.

1.2.4 Materiais

O processo de soldadura por difusão permite variadas combinações de materiais [8]:

Materiais similares

Na união de materiais similares, a pressão, a temperatura e tempo de soldadura necessários dependem apenas das características dos metais a serem unidos e da sua preparação superficial. Por exemplo, a união de aços com baixo e médio teor de carbono pode ser realizada directamente de forma a ser obtida uma união no estado sólido.

Materiais similares unidos com uma camada intermédia fina de um material diferente

Na união de materiais similares com uma camada intermédia fina, a camada intermédia de material diferente deverá ser mais dúctil de forma a permitir uma difusão mais rápida e um aumento das micro deformações na união que originam um contacto mais perfeito entre as superfícies e permitir a relaxação de tensões nos materiais durante o arrefecimento.

Materiais dissimilares

A união de aço a titânio, alumínio a aço ou cobre a aço pode ser realizada directamente onde o fenómeno de difusão é controlado de forma a ser obtida a união. Os mecanismos são semelhantes aos que ocorrem nos materiais similares com adição dos efeitos que os materiais dissimilares provocam. A temperatura de soldadura deverá ser seleccionada em função do material com mais baixo ponto de fusão.

Materiais dissimilares com a adição de um terceiro material

A adição de um terceiro material entre superfícies permite uma melhor formação da união entre materiais, acelerando o fenómeno de difusão, um melhor contacto entre superfícies e a relaxação de tensões nos materiais durante o arrefecimento.

A soldadura por difusão pode ser aplicada com sucesso numa grande variedade de materiais metálicos e suas ligas e materiais não metálicos como materiais cerâmicos. A maioria das aplicações envolve a utilização de titânio, níquel (Figura 3) e ligas de alumínio.

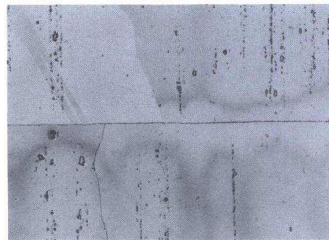


Figura 3: Exemplo de uma liga de níquel soldada por difusão (sem camada intermédia) [9]

Os aços facilmente são soldados por processos de soldadura envolvendo fusão. Desta forma, na maioria das aplicações não é utilizada a soldadura por difusão. Os aços são apenas soldados por este processo quando existem aplicações específicas onde é necessária elevada qualidade das uniões ou quando estes são de elevada dureza.

Os aços inoxidáveis podem igualmente ser soldados por difusão usando condições similares às das usadas para os aços ao carbono, no entanto, estes aços estão normalmente cobertos por uma camada fina e aderente de óxido que deve ser removida antes da soldadura.

A soldadura por difusão é também muito utilizada na união de materiais metálicos com materiais cerâmicos de elevada dureza. A deformação ocorre essencialmente no material metálico, que apresenta sempre maior ductilidade, conduzindo assim à formação da união (Figura 4).

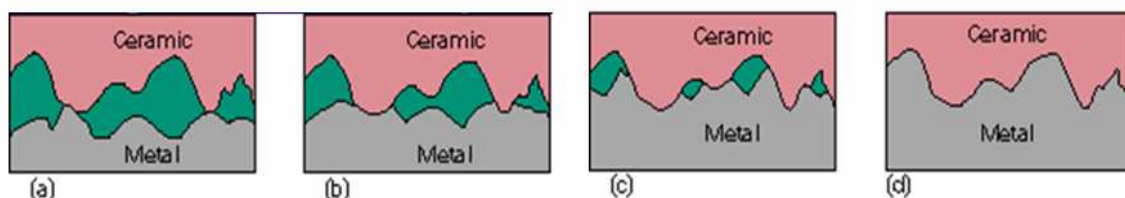


Figura 4: Etapas da formação da união entre material cerâmico e metal [3]

Actualmente, a utilização de materiais com elevada dureza e consequentemente elevada resistência ao desgaste devida a presença de carbonetos cementados ou sinterizados (*hardmetals* - metais duros) tem

aumentado significativamente (por exemplo no revestimento de materiais, sendo projectado por spray de plasma ou técnicas HVOH). Estes materiais por vezes necessitam de ser unidos a outros para utilizações específicas, tais como ferramentas. No entanto, a diferença de tensões térmicas geradas e os danos na microestrutura dos metais duros impossibilitam o uso de técnicas de soldadura que envolvam fusão. Geralmente estes materiais são unidos por processos de brazagem mas devido à sua pobre resistência térmica e resistência à corrosão tornaram necessário o desenvolvimento de outras técnicas de soldadura, semelhantes à soldadura por difusão [10]. Na união destes materiais a outros, tais como aço, por exemplo, pode ou não ser utilizado um intermediário fino (Figura 5).

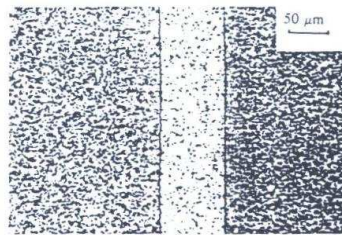


Figura 5: Exemplo de uma soldadura por difusão de um metal duro com uma camada intermédia de níquel [10]

A soldadura por difusão é por vezes utilizada em conjugação com a conformação super plástica (SPF- *Superplastic Forming*) para produzir peças com complexidades não possíveis de obter por um processo que utiliza apenas a conformação de uma chapa metálica. Alguns materiais superplásticos são ideais para este processo pois deformam-se facilmente à temperatura superplástica (esta relaciona-se com a que é necessária para a soldadura por difusão). Para além disso, as condições necessárias para a SPF e soldadura por difusão são semelhantes [11]. Assim, o processo de soldadura por difusão pode ser usado para o acabamento de componentes de máquinas.

1.2.5 Aplicações

No processo de soldadura por difusão não existem praticamente limitações em relação aos materiais e geometrias das peças. Como tal é um processo que é utilizado amplamente na indústria aeronáutica, nuclear e automóvel [12].

Na indústria aeronáutica, a soldadura por difusão é usada essencialmente na união de materiais de alta tecnologia tais como as ligas de titânio, componentes principais das fuselagens e diferentes peças estruturais.

Na indústria nuclear é utilizada principalmente na realização de elementos para o núcleo do reactor e para criar revestimentos sobre elementos tubulares de urânio [13].

A indústria de fabrico de materiais compósitos está a começar a utilizar a soldadura por difusão como técnica de união de materiais em estruturas tipo sanduíche, devido à flexibilidade que apresenta em relação aos materiais sensíveis aos processos convencionais de soldadura.

1.2.6 Vantagens do processo

O processo de soldadura por difusão possibilita a união de diversos materiais, podendo ser similares ou dissimilares, metais, ligas e não metais. Os materiais após soldadura conservam as suas propriedades e características originais, sendo que, geralmente as uniões são produzidas com propriedades e microestruturas muito semelhantes às dos materiais originais. De uma forma geral, as uniões formadas são de muito boa qualidade e as interfaces quase imperceptíveis microscópicamente, sendo que após a união dos componentes não são necessárias operações de maquinagem ou conformação.

Quando não há adição de uma camada intermédia, os produtos soldados por este processo não ganham peso.

Pelas suas características é um processo que se adequa à automação, não necessitando de soldadores especializados, eléctrodos especiais ou gases protectores.

É ainda um processo limpo, pois não produz gases, radiações ultravioleta, desperdícios de material ou póis.

1.2.7 Limitações do processo

Apesar das diversas vantagens do processo, existem algumas limitações que maioritariamente se prendem com factores económicos. O custo dos equipamentos é geralmente elevado e as suas dimensões e características limitam o tamanho dos componentes que podem ser produzidos com vantagens económicas. Para além disso, o processo não se adapta a elevada cadência de produção, no entanto podem ser realizadas varias uniões em simultâneo.

O ciclo térmico é geralmente mais longo que o da soldadura convencional e as superfícies a soldar geralmente requerem elevada preparação, tornando-se mais dispendioso em energia e em mão-de-obra.

Em termos de controlo de qualidade, ainda não estão disponíveis técnicas de controlo não destrutivas para as uniões produzidas por este processo.

1.2.8 Equipamento

Existem diferentes tipos de equipamento para a realização de soldaduras por difusão. Geralmente as soluções utilizadas são construídas de acordo com as necessidades do processo, sendo na generalidade os equipamentos constituídos por duas unidades: uma electromecânica e a outra de fornecimento de potência [1]. A função da unidade electromecânica é a do controlo da câmara em todas as fases do processo de forma a soldar as partes. Geralmente esta unidade inclui a câmara de vácuo, um sistema de bombas de vácuo, sistema que transmite movimento e consequente pressão aos provetes a soldar, um sistema de observação e sistemas auxiliares para monitorizar e controlar a temperatura dos provetes na zona de contacto e o vácuo na câmara. A unidade de fornecimento de potência é essencialmente um agrupamento das fontes de calor do processo, podendo ser usadas fontes de indução, radiação, lasers, fluxo de corrente eléctrica, etc. Na Figura 6 observa-se uma esquematização de um equipamento de soldadura.

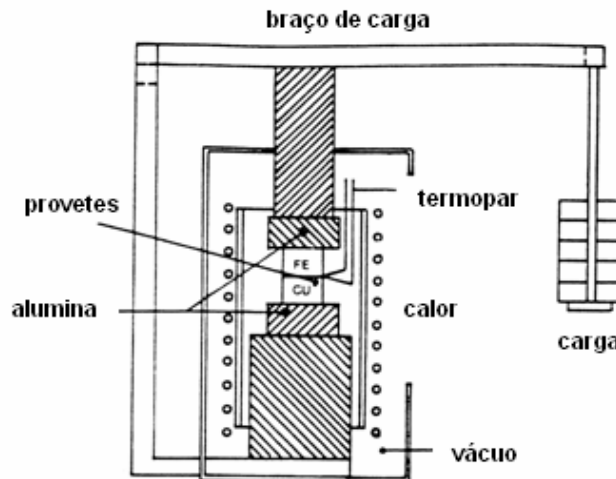


Figura 6: Esquematização do equipamento de soldadura por difusão [7]

1.3 Mecanismos da soldadura por difusão

Para entender os processos que tem lugar durante a soldadura por difusão é necessário, em primeiro lugar, conhecer como são produzidas as uniões no estado sólido. Existem várias hipóteses, defendidas por vários autores, que explicam a formação destas uniões, sendo as principais [1]:

- Hipótese da película de filme: todo o material metálico ou liga metálica tem a capacidade de se unir a outro material metálico ou liga metálica, sempre e quando sejam postas em contacto superfícies limpas, e se promova a aproximação suficiente entre elas, de tal forma a que seja permitida a interacção atómica;

- Hipótese da recristalização: a recristalização é considerada o factor que controla a formação das uniões. A deformação e a temperatura, fazem com que os átomos, presentes na superfície da rede cristalina do material, migrem pelos limites de grão comuns às duas superfícies;

- Hipótese energética: para que a união se forme, os átomos devem atingir o limiar de energia para a união ou adesão. Este valor de energia depende da distância interatómica: quanto menor for a distância, menor será a energia necessária para promover a união entre eles;

- Hipótese da deslocação: a resposta do material à deformação plástica do material causa deslocações à superfície. A urgência destas deslocações reduz a resistência do material à deformação, sendo um factor chave para a formação das uniões entre os átomos superficiais dos materiais que entram em contacto;

- Hipótese electrónica: a união das superfícies é o resultado da formação de uma configuração electrónica estável em volta dos átomos superficiais postos em contacto;

- Hipótese difusiva: a formação das uniões entre as superfícies em contacto depende da interdifusão de átomos através da massa de material.

Obviamente, nenhuma das teorias expostas será válida para justificar a formação das uniões por isso todas devem ser tidas em conta para se obter um bom modelo de soldadura por difusão. De uma forma geral os autores aceitam um mecanismo múltiplo, que passe através de três etapas claramente diferenciadas: deformação plástica, fluxo plástico e termofluência e difusão. As duas primeiras etapas dependem principalmente da pressão enquanto que a terceira delas, ao ser um processo difusivo, será activada pela temperatura [14].

1.4 Processo de difusão a nível atómico

1.4.1 Difusão e energia de activação dos átomos

A difusão nos materiais, a nível atómico, define-se como o transporte de massa que decresce de uma determinada forma ao longo da malha de átomos de um sólido cristalino [1].

Os processos de difusão são fundamentais numa grande variedade de efeitos nos metais e ligas (crescimento de grão, polimorfismo, relaxação de tensões, recristalização, tratamentos térmicos de homogeneização, endurecimento por precipitação, impregnação de superfície, soldadura por pressão).

A difusão de átomos ocorre somente se os átomos de difusão têm quantidade suficiente de energia para a sua migração ao longo da malha de átomos. A qualquer temperatura, a energia média de oscilação de átomos na malha é uma quantidade fixa. No entanto, esta energia varia de átomo para átomo de acordo com leis de probabilidade. Cada átomo num estado de vibração contínua térmica pode colidir com átomos adjacentes.

Na Figura 7 é representada a distribuição de átomos na malha em função da energia. A porção inicial da curva corresponde à energia mais elevada E_1 disposta por uma minoria de átomos, à temperatura T_1 , comparada com a energia média E_2 de uma maioria de átomos. Quando a temperatura do provete é elevada para T_2 , a energia média da maioria de átomos, E_2 , eleva-se para E_3 e a minoria para E_4 .

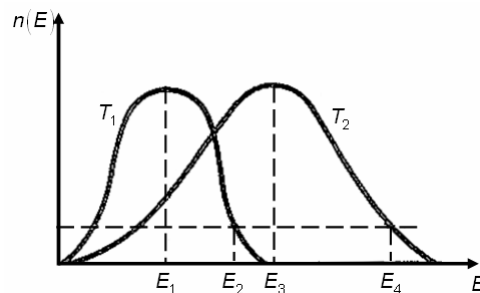


Figura 7: Distribuição dos átomos na malha em função da energia [1]

Localmente, a temperatura ao longo da malha de átomos pode ser tão elevada que o cristal pode evaporar. Então um átomo pode libertar-se da acção das forças à sua volta, ficando livre para se mover. Se um átomo se move a elevada velocidade e se aproxima de uma superfície aberta pode escapar para a vizinhança (sublimação). Para um átomo se poder mover necessita de ser activado. A energia de activação para a difusão de átomos depende da magnitude da barreira de energia, Q , que é determinada

pela resistência da união entre os átomos. A difusão progride gradualmente, o deslocamento elementar, x_i , de um átomo é de poucos Angstroms (Figura 8).

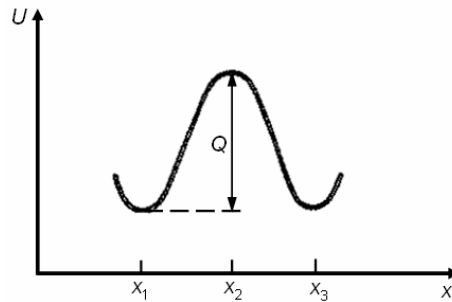


Figura 8: Energia de activação para a difusão de átomos. (x_1 e x_3 são posições de equilíbrio e x_2 a posição média) [1]

1.4.2 Mecanismos de difusão atômicos

A difusão, geralmente, pode ocorrer por quatro mecanismos diferentes [1]:

- Troca de posições entre dois átomos adjacentes: Este processo de movimentação envolve grande dispêndio de energia porque cada átomo deve mover-se numa distância de dois diâmetros atômicos e a distorção local da malha de átomos é apreciável. Desta forma este mecanismo deve ser excluído (Figura 9 – a).
- Movimento intersticial de átomos: O átomo na posição 1 move-se para um interstício 2. O seu movimento seguinte será para os interstícios 3, 4, 5 e 6. Para que isto ocorra, uma quantidade apreciável de energia deve ser transmitida ao átomo. Este mecanismo pode existir no caso de heterodifusão em soluções sólidas onde um átomo intersticial é mais pequeno que um átomo do metal de base (Figura 9 – b).
- Troca circular de quatro átomos: Os quatro átomos movem-se de uma só vez em forma anelar. Este mecanismo é o que ocorre mais provavelmente nos metais com malha de átomos mais fechada (Figura 9 – c).
- Movimento de espaços livres: Os espaços livres na malha de átomos trocam de posição com os átomos adjacentes. O movimento dos espaços livres ocorre na direcção oposta à do movimento dos átomos. Começando no vazio 1, o átomo 2 move-se para dar lugar ao átomo 3 e o átomo 4 pode então mover-se para o local previamente ocupado pelo átomo 3, deixando para trás um espaço livre (Figura 9 – d).

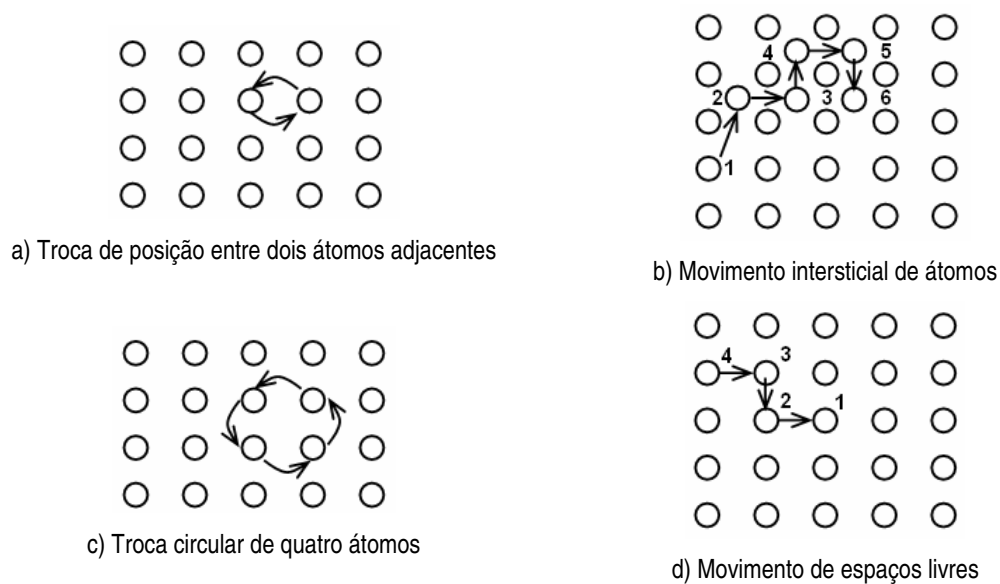


Figura 9: Mecanismos de difusão [1]

Apesar da existência destes quatro mecanismos de difusão, os metais puros e ligas com estrutura de solução sólida substitucional mostram preferência pelo mecanismo de espaços livres. Para que isto aconteça, o átomo de difusão deve ser activado termicamente podendo assim eliminar a barreira que potencialmente existe entre os vários sítios, sendo esta energia, Q , a energia de activação para saltos de vazios.

Assim, as energias de activação para a auto-difusão são variáveis em função do respectivo mecanismo de difusão. A título de exemplo, mostra-se na Tabela 1 a energia de activação do cobre para os vários mecanismos de difusão.

Tabela 1: Energia de activação dos vários mecanismos de difusão dos átomos (cobre) [1]

Mecanismo de difusão	Energia de activação, Q
Troca de posições entre dois átomos adjacentes	$1008 \text{ KJ} \cdot \text{mol}^{-1}$
Movimento intersticial de átomos	$966 \text{ KJ} \cdot \text{mol}^{-1}$
Troca circular de quatro átomos	$269 \text{ KJ} \cdot \text{mol}^{-1}$
Movimento de espaços livres	$378 \text{ KJ} \cdot \text{mol}^{-1}$
Valor experimental	$210 \text{ KJ} \cdot \text{mol}^{-1}$

No metal, a probabilidade de ocorrer um salto de um átomo é função da concentração de equilíbrio de espaços livres, c_v

$$c_v = C \cdot \exp\left(\frac{-Q_f}{R \cdot T}\right) \quad (1)$$

Onde Q_f representa a energia de activação para a formação de espaços vazios, C é uma constante, R é a constante dos gases ($R = 8,314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$) e T , a temperatura em graus Kelvin.

A energia de activação para a difusão é geralmente dada pela soma da energia de activação para a formação de vazios, Q_f e pela energia de activação dos saltos para os vazios, Q_j .

Até ao momento apenas foram considerados os vazios. No entanto, os sólidos são compostos por outras imperfeições chamadas de desvios ou deslocações. Os limites de grão também podem ser tratados como imperfeições na malha de átomos. A energia de activação observada para a difusão ao longo dos limites de grão é cerca de metade da necessária para o mecanismo de difusão de movimento para os espaços livres. A migração superficial dos átomos metálicos mostra uma baixa energia de activação.

A difusão ocorre predominantemente ao longo da superfície ou nos limites de grão pois a distorção da malha e as imperfeições ajudam a que ocorra desta forma. A velocidade de deformação nos limites de grão depende do ângulo entre o eixo do grão e a direcção de difusão.

1.4.3 Primeira Lei de Fick

Pela Primeira Lei de Fick, a velocidade de difusão é definida como a quantidade de material, q , que se difunde ao longo do plano da interface plana com a área unitária dA , para um tempo unitário dt , numa distância dx . A quantidade de material difundido, q , é função do gradiente de concentração do elemento envolvido, dC/dx , na direcção normal à interface e é proporcional ao coeficiente de difusão, D (Figura 10).

$$q = -D \frac{dC}{dx} \quad (2)$$

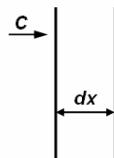


Figura 10: Fluxo de átomos ao longo de um elemento da secção

O sinal negativo na expressão indica que a difusão provem de uma região onde a concentração do elemento é elevada em direcção a uma zona onde a sua concentração é menor.

Numericamente, o coeficiente de difusão representa o peso do material difundido ao longo de uma unidade de área, num gradiente de concentração unitário.

Segundo Shewmon [14], para um eixo x paralelo ao gradiente de concentração de um componente chamado de componente 1, a Primeira Lei de Fick escreve-se

$$J_1 = -D_1 \left(\frac{\partial C_1}{\partial x} \right)_t \quad (3)$$

Onde J_1 é o fluxo do componente 1 ao longo do gradiente, D_1 é o coeficiente de difusão, sendo as unidades

$$J \left(\frac{\text{massa}}{L^2 t} \right) = D \left(\frac{L^2}{t} \right) \frac{\partial C}{\partial t} \left(\frac{\text{massa}/L^3}{L} \right) \quad (4)$$

1.4.4 Segunda Lei de Fick

A variação da concentração com o tempo é definida pela Segunda Lei de Fick, dada pela expressão seguinte

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{d^2 C}{dx^2} \quad (5)$$

Neste caso a concentração é função do tempo e da posição, sendo $C(x,t)$ conhecido para condições iniciais e de fronteira simples.

Assume-se que o coeficiente de difusão é independente da concentração. À medida que a temperatura aumenta, a velocidade de difusão aumenta exponencialmente de acordo com a seguinte relação

$$D = D_0 \exp \left(\frac{Q}{R \cdot T} \right) \quad (6)$$

Em que D_0 é o factor de frequência dependente do tipo de malha e da frequência de oscilação do átomo que se difunde. Quanto maior for a energia de activação Q , maior será a energia necessária para um átomo saltar de um sítio para outro ou para um interstício.

A energia de activação é máxima no caso de difusão no volume, Q_v , sendo menor que a energia de activação para difusão nas zonas de fronteira, $Q_{fronteira}$, e que a energia de activação para difusão superficial, Q_s , tal que: $Q_v > Q_{fronteira} > Q_s$.

A Segunda Lei de Fick, segundo Shewmon [14], é apresentada da seguinte forma

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (7)$$

Quando D não depende da posição, J pode ser considerado $J = -D \nabla C$. Assim

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C \quad (8)$$

Em que $\nabla^2 C$ é o Laplaciano de C .

1.4.5 Solução teórica para a resolução da Segunda Lei de Fick

Considerando a equação (5), representativa da Segunda Lei de Fick, a sua solução teórica [15], dependente das condições de fronteira para uma situação particular, pode ser escrita como

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \text{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (9)$$

Onde c_s ou C_s representa uma concentração constante de átomos na superfície do material, c_0 a concentração inicial e uniforme de átomos no material e c_x a concentração de átomos à distância x da superfície do material após determinado período de tempo t (Figura 11 e Figura 12).

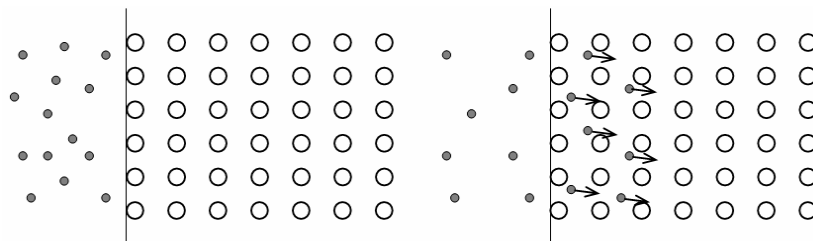


Figura 11: Difusão dos átomos no material através da superfície do material

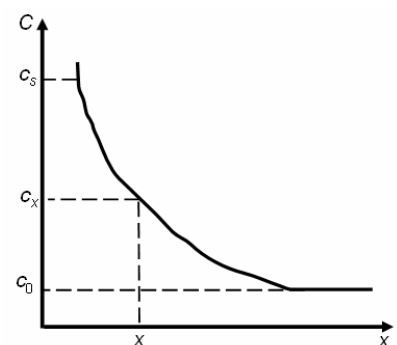


Figura 12: Variação da concentração de átomos

A função “*erf*” é conhecida como a função erro e tem o comportamento do gráfico da Figura 13.

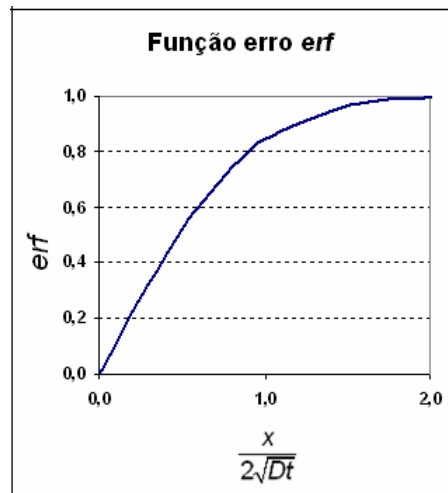


Figura 13: Função *erf*

1.4.6 Aplicação da Segunda Lei de Fick a dois materiais em contacto

A difusão em ligas com composição não homogénea pode induzir transformações, mesmo a temperatura constante. Um exemplo desta transformação de fase isotérmica é a difusão com uma fase intermédia líquida (TLP-*Transient Liquid Phase*).

O modelo numérico desenvolvido e apresentado por Illingworth [16] aplica-se à simulação de processos de difusão controlados (dissolução e solidificação). Foi estudada a dimensão da camada líquida, o tempo de solidificação e os perfis de concentração para várias condições de soldadura.

Illingworth [16] apresenta a seguinte formulação para a geometria planar unidimensional (Figura 14) onde a fronteira, definida pela variável $s(t)$, descreve a posição da interface sólido/líquido, que varia em função do tempo. O problema pode então ser formulado da seguinte forma:

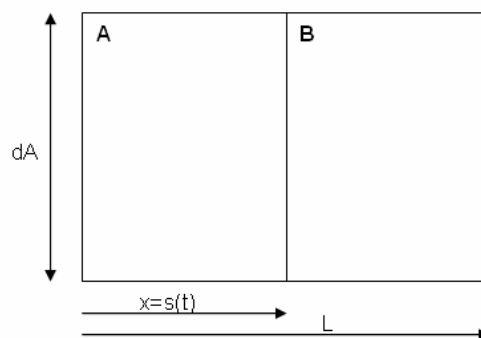


Figura 14: Geometria planar unidimensional da união

A Segunda Lei de Fick escreve-se

$$\frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D(C(x,t)) \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \right) \quad (10)$$

$D(C(x,t))$ é o coeficiente de difusão tanto na fase líquida como na fase sólida que depende da temperatura e concentração.

Para a geometria planar representada na Figura 14, tem-se:

$$\text{Para } 0 < x < s(t) \quad \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_A(C(x,t)) \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \right) \quad (11)$$

$$\text{Para } s(t) < x < L \quad \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_B(C(x,t)) \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \right) \quad (12)$$

Para a fronteira $x = s(t)$

$$D_A(C(x,t)) \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \Big|_{x=s(t)^-} - D_B(C(x,t)) \frac{\partial C(x,t)}{\partial t} \Big|_{x=s(t)^+} = [C_B - C_A] \frac{ds(t)}{dt} \quad (13)$$

A primeira equação descreve a difusão da fase A, do lado esquerdo da interface (que pode ser fase líquida). A segunda equação refere-se à difusão da fase B, do lado direito da interface (sólida). A terceira equação descreve a condição de fronteira móvel (interface). A formulação completa do problema requer igualmente as condições iniciais bem como as condições de fronteira fixas para $x=0$ e $x=-L$. Qualquer processo de difusão controlado com mudança de fase a temperatura isotérmica, para a mesma geometria, estará obviamente sujeito às mesmas equações, tanto sejam as fases sólidas como líquidas. Foi obtida uma representação gráfica com a evolução da concentração ao longo da superfície para determinado instante de tempo (Figura 15). O modelo desenvolvido em [16] pode assim ser aplicado para transformações no estado sólido como nas transformações com fase intermédia líquida.

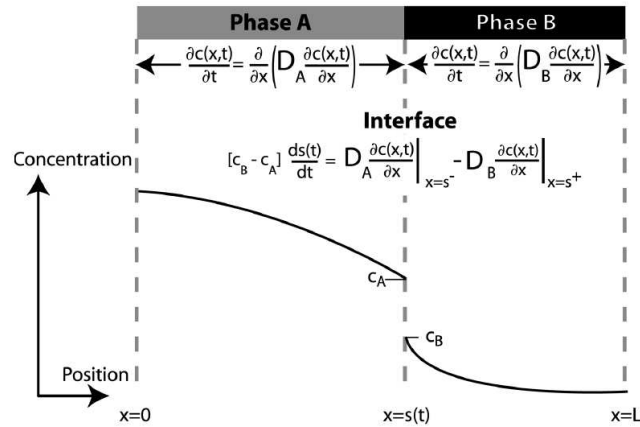


Figura 15: Representação gráfica da concentração ao longo da superfície obtida por Illingworth [16]

Quiñones *et al.* [4] também realizou estudos deste tipo apresentando igualmente a evolução da concentração ao longo das superfícies (Figura 16 e Figura 17).

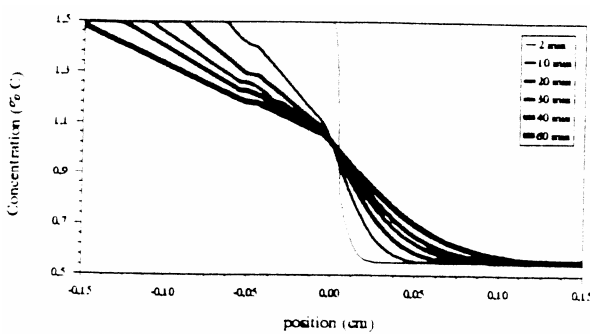


Figura 16: Concentração em função da posição para a soldadura por difusão do ferro fundido (1,5%C) e aço (0,55%C), modelo obtido por Quiñones *et al.* [4]

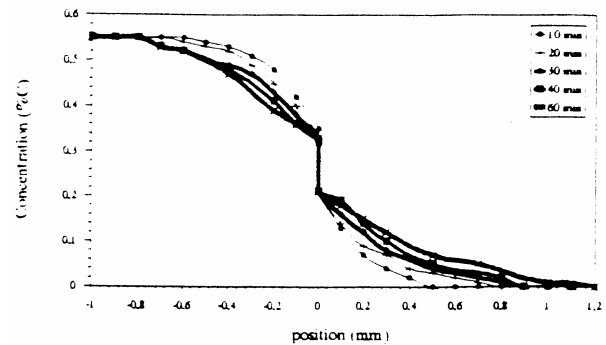


Figura 17: Concentração em função da posição para a soldadura por difusão do ferro fundido e aço (0,55%C), modelo obtido por Quiñones *et al.* [4]

Os sistemas de equações diferenciais parciais com condições de fronteira móveis (conhecidos também por Stefan problems) surgem numa grande variedade de modelos de simulação em varias áreas da ciência [4]. Existem várias propostas de resolução deste problema.

1.5 Mecanismos de difusão

O ABAQUS/STANDARD® fornece modelos para a modelação em regime transiente ou em regime permanente da difusão entre dois materiais (na direcção de um para outro, como é exemplo a difusão do hidrogénio no metal) [17].

As equações que governam o processo são uma extensão das Leis de Fick, para possibilitar a solubilidade não uniforme da substância a difundir no material de base. A solução básica variável (usada como os graus de liberdade nos nós da malha), $\phi \stackrel{def}{=} c/s$, onde c é a concentração mássica do material que se difunde e s é a solubilidade no material base. Isto significa que, quando a malha inclui materiais dissimilares que partilham nós, a concentração normalizada é contínua ao longo da interface entre os dois materiais diferentes.

Equações gerais

O problema de difusão é definido considerando a conservação de massa para a fase de difusão

$$\int_V \frac{dc}{dt} dV + \int_S n \cdot J dS = 0 \quad (14)$$

Onde V é um volume qualquer com superfície S , sendo n a sua normal. J é o fluxo de concentração na fase de difusão e $n \cdot J$ o fluxo de concentração que deixa S .

Usando o Teorema da Divergência, vem

$$\int_V \left(\frac{dc}{dt} + \frac{\partial}{\partial x} \cdot J \right) dV = 0 \quad (15)$$

Como o volume é arbitrário, verifica-se a equação:

$$\frac{dc}{dt} + \frac{\partial}{\partial x} \cdot J = 0 \quad (16)$$

A formulação fraca equivalente vem

$$\int_V \delta\phi \left(\frac{dc}{dt} + \frac{\partial}{\partial x} \cdot J \right) dV = 0 \quad (17)$$

Onde $\delta\phi$ é um campo escalar arbitrário, apropriado e contínuo. Assim a equação pode ser escrita da seguinte forma

$$\int_V \left[\delta\phi \left(\frac{dc}{dt} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \cdot (\delta\phi J) - J \cdot \frac{\partial \delta\phi}{\partial x} \right] dV = 0 \quad (18)$$

Usando o Teorema da Divergência, vem

$$\int_V \left[\delta\phi \left(\frac{dc}{dt} \right) - \frac{\partial \delta\phi}{\partial x} \cdot J \right] dV + \int_S \delta\phi n \cdot J dS = 0 \quad (19)$$

Comportamento constitutivo

A difusão é assumida por ser conduzida pelo gradiente do potencial químico, que fornece o comportamento geral

$$J = -sD \cdot \left[\frac{\partial \phi}{\partial x} + \kappa_s \frac{\partial}{\partial x} (\ln(\theta - \theta^z)) + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial x} \right] \quad (20)$$

Onde:

$D(c, \theta, f)$ é a difusividade (coeficiente de difusão)

$s(\theta, f)$ é a solubilidade

$\kappa_s(c, \theta, f)$ é o factor do “efeito Soret” que permite obter a difusão em função de um gradiente de temperatura

θ é a temperatura

θ^z é a temperatura de referência, zero absoluto

$\kappa_p(c, \theta, f)$ é o factor de tensão devido à pressão

Na difusão, o gradiente de pressão equivalente vem dado por $p = -tr(\sigma)/3$, onde f representa qualquer campo de variáveis predefinidas.

Um exemplo de uma forma particular do modelo constitutivo é a assumida para a difusão do hidrogénio no metal

$$J = -\frac{Dc}{R(\theta - \theta^z)} \cdot \frac{\partial \mu}{\partial x} \quad (21)$$

Com o potencial químico, μ , definido como:

$$\mu = \mu_0 + R(\theta - \theta^z) \ln \phi + p \bar{V}_H \quad (22)$$

Onde:

μ_0 é um valor fixo

R é a constante universal dos gases

$\bar{V}_H$ é o volume parcial molar do hidrogénio numa solução sólida

Esta forma resulta numa expressão constitutiva

$$J = -sD \left[\frac{\partial \phi}{\partial x} + \phi \ln \phi \frac{\partial}{\partial x} (\ln(\theta - \theta^z)) + \phi \frac{\bar{V}_H}{R(\theta - \theta^z)} \frac{\partial p}{\partial x} \right] \quad (23)$$

Para implementar a formula particular, os valores de κ_s e κ_p devem ser calculados da seguinte forma:

$$\kappa_s = \phi \ln \phi \quad \text{e} \quad \kappa_p = \phi \frac{\bar{V}_H}{R(\theta - \theta^z)}$$

Fazendo uma mudança de variáveis ($c = \phi s$) e introduzindo nas equações (14) e (19) vem

$$\int_V \left[\delta \phi \left(s \frac{d\phi}{dt} + \phi \frac{\partial s}{\partial \theta} \frac{\partial \theta}{\partial t} \right) + \frac{\partial \delta \phi}{\partial x} \cdot sD \left(\frac{d\phi}{dx} + \frac{\kappa_s}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial x} \right) \right] dV = \int_S \delta \phi q dS \quad (24)$$

Onde $q \stackrel{def}{=} -n \cdot J$ é o fluxo de concentração que entra no corpo ao longo de S .

Discretização e integração no tempo

O equilíbrio num modelo de elementos finitos é aproximado por um número finito de equações, introduzindo as funções de interpolação apropriadas.

As quantidades discretizadas são indicadas por um índice (por exemplo, ϕ^N) e é adoptada a convenção da soma para os índices. Estes representam variáveis nodais, com nós partilhados por elementos adjacentes e deve ser escolhida a interpolação apropriada para promover a continuação da variação assumida. A interpolação é baseada nas coordenadas materiais, S_i , $i = 1, 2, 3$.

O campo virtual de concentração normalizada é interpolado por

$$\delta\phi = N^N \delta\phi^N$$

Onde $N^N(S_i)$ representa as funções de interpolação. Então as equações discretizadas são escritas como

$$\int_V \left[N^N \left(s \frac{d\phi}{dt} + \phi \frac{\partial s}{\partial \theta} \frac{\partial \theta}{\partial t} \right) + \frac{\partial N^N}{\partial x} \cdot s D \left(\frac{d\phi}{dx} + \frac{\kappa_s}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial x} \right) \right] dV = \int_S N^N q dS \quad (25)$$

A integração no tempo nos problemas em regime transiente utiliza o método de Euler (operador Crank-Nicholson modificado). Adoptando a convenção de que qualquer quantidade é associada a um ponto no tempo $t + \Delta t$, obtém-se

$$\int_V \left[N^N \left(s \frac{(\phi - \phi t)}{\Delta t} + \phi \frac{\partial s}{\partial \theta} \frac{\partial \theta}{\partial t} \right) + \frac{\partial N^N}{\partial x} \cdot s D \left(\frac{d\phi}{dx} + \frac{\kappa_s}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial x} \right) \right] dV = \int_S N^N q dS \quad (26)$$

Contribuição Jacobiana

A contribuição Jacobiana para a equação de conservação é obtida pela variação da equação (26) em ordem a ϕ e ao tempo $t + \Delta t$.

Assim, vem:

$$\int_V \left[N^N \left(\frac{s}{\Delta t} d\phi + \frac{ds}{d\theta} \frac{d\theta}{dt} d\phi \right) + \frac{\partial N^N}{\partial x} \cdot s \cdot \frac{\partial D}{\partial \phi} \left(\frac{\partial \phi}{\partial x} + \frac{\kappa_s}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial x} \right) d\phi + \right. \\ \left. \frac{\partial N^N}{\partial x} \cdot s D \cdot \left(\frac{\partial d\phi}{\partial x} + \frac{1}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} \frac{\partial \kappa_s}{\partial \phi} d\phi + \frac{\partial p}{\partial x} \frac{\partial \kappa_p}{\partial \phi} d\phi \right) \right] dV \quad (27)$$

Rearranjando e usando a interpolação $d\phi = N^N d\phi^N$, obtém-se finalmente

$$\int_V \left[\left(\frac{s}{\Delta t} + \frac{ds}{d\theta} \frac{d\theta}{dt} \right) N^N N^M + \frac{\partial N^N}{\partial x} \cdot s \cdot D \frac{\partial N^M}{\partial x} + \right. \\ \left. s \frac{\partial N^N}{\partial x} \cdot \left[\frac{\partial D}{\partial \phi} \left(\frac{d\phi}{dx} + \frac{\kappa_s}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} + \kappa_p \frac{\partial p}{\partial x} \right) + D \left(\frac{1}{(\theta - \theta^z)} \frac{\partial \theta}{\partial x} \frac{\partial \kappa_s}{\partial \phi} + \frac{\partial p}{\partial x} \frac{\partial \kappa_p}{\partial \phi} \right) N^M \right] \right] dV \quad (28)$$

1.6 Mecanismos de deformação da rugosidade superficial

1.6.1 Deformação superficial

Actualmente é aceite que a união de dois materiais idênticos ou similares ocorre por colapso dos vazios na interface produzidos por uma série de mecanismos de difusão e de deslocamento [2].

A Figura 18 representa a formação da união entre dois materiais dissimilares através da deformação das duas superfícies.

As duas superfícies entram em contacto	
As irregularidades do material mais duro iniciam a marcação no material mais dútil que se deforma plasticamente sob uma elevada pressão localizada	
A deformação continua, inicialmente no material mais dútil, havendo transferência de massa por difusão para os espaços vazios	
A junta soldada é formada. Idealmente apresenta uma interface perfeita	

Figura 18: Fases da formação da junta entre dois materiais dissimilares [9]

No caso dos materiais serem similares, o processo é o mesmo mas a deformação ocorre simultaneamente nos dois materiais pois a sua ductilidade é igual.

Qualquer material, não importa como foi maquinado, tem uma superfície ondulada e rugosa com uma grande quantidade de picos de rugosidade microscópica. Assim, as partes a serem unidas tocam-se primeiro nestes pontos sendo o contacto necessariamente descontínuo. Antes da aplicação da carga, a área de contacto nestes picos varia com a qualidade da superfície. No entanto, o número de pontos de contacto (asperezas) num dado instante pode variar. Sendo a área total de contacto actual definida como, $\sum A_{act}$, esta é apenas uma pequena fracção da área de contacto nominal, A_n , sendo que $\sum A_{act}$ pode variar entre $0,01A_n$ e $0,0001A_n$. Obviamente que, com uma área total de contacto deste tamanho, a união resultante pode ter uma resistência bastante inferior à do material. Então só se ocorrer interacção, devido às uniões metálicas, entre as superfícies a unir, ou seja, somente se houver adesão localizada e a sua resistência for suficientemente elevada é que a união entre superfícies é completa [1].

1.6.2 Aplicação dos mecanismos de formação da soldadura por difusão através de deformação superficial

Existem alguns modelos de soldadura por difusão propostos por diversos autores baseados nos mecanismos de deformação superficial.

Na Figura 19 é apresentado um modelo esquemático da evolução da modelação do processo de soldadura por difusão.

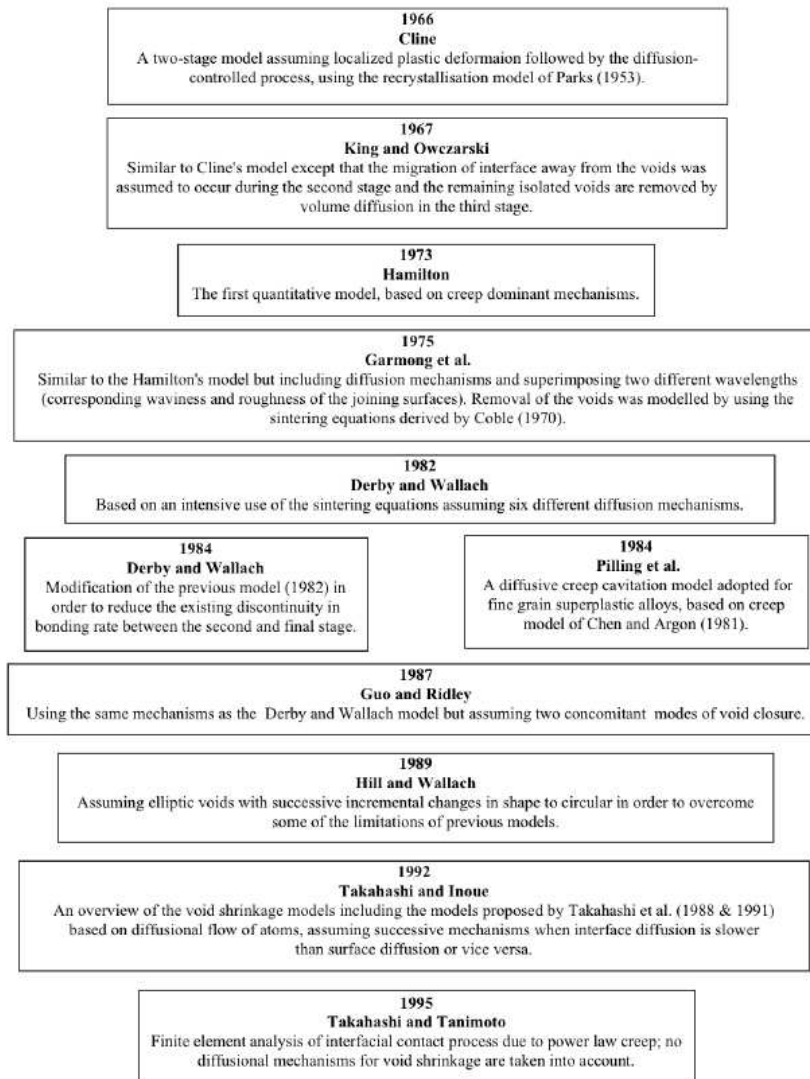


Figura 19: Modelo esquemático da evolução da modelação da soldadura por difusão [18]

O primeiro modelo, representativo da soldadura por difusão, foi proposto por Cline, em 1966. Este modelo considerava duas etapas, assumindo deformação plástica localizada baseando-se num modelo prévio de recristalização desenvolvido por Parks. Posteriormente, King e Owczarski [5] propuseram um modelo com três etapas baseado no modelo de Cline. Na primeira etapa apenas foi considerada a deformação plástica

da rugosidade conduzindo a uma maior área de contacto entre as superfícies. Na segunda etapa foi considerado que a maior parte dos vazios nas interfaces seriam eliminados através da migração da interface e na terceira etapa os vazios ainda existentes seriam eliminados pela difusão do volume. Em 1973, foi proposto por Hamilton [19] o primeiro modelo quantitativo baseado em mecanismos dominados pela fluência. Foi ainda o primeiro a considerar a rugosidade superficial definida como uma série de linhas longas de rugosidade que com a aplicação da pressão colapsariam e assim seriam eliminados os vazios por ela formados. Hamilton foi seguido por Garmond *et al.* [20]. Estes autores propuseram um modelo semelhante mas incluindo diferentes tamanhos de vazios. Em 1982, Derby e Wallach [21] propõem um estudo baseado nos mecanismos que ocorrem na sinterização por pressão considerando mecanismos análogos para a soldadura por difusão. Assim, Derby e Wallach [21] propuseram os seguintes mecanismos para a soldadura por difusão:

0. Deformação plástica do contacto original entre os picos das rugosidades;
1. Difusão superficial da superfície;
2. Difusão do volume;
3. Evaporação superficial;
4. Difusão dos limites de grão a partir da zona interfacial;
5. Difusão do volume a partir da zona interfacial;
6. Fluência.

A condição superficial foi modelada por estes autores como uma série de longas e paralelas linhas de rugosidade usando apenas uma distância entre picos de rugosidade. Foi considerado ainda que o processo de soldadura ocorre em três etapas, cada uma com geometria própria, sendo que primeiro se dá a deformação plástica e em seguida uma etapa dominada pela difusão em vazios com pequena relação entre o comprimento de onda e a altura dos picos de rugosidade (grande comprimento de onda, altura pequena dos picos de rugosidade) e uma terceira etapa dominada pela total eliminação dos vazios cilíndricos. Vários autores, tais como Guo e Ridley e Pilling *et al.* desenvolveram teorias baseadas nas de Derby e Wallach mas pouco significativas para desenvolvimentos posteriores.

Em 1989, Hill e Wallach [2] consideram que os vazios existentes entre duas superfícies em contacto têm forma elíptica que por transformações sucessivas incrementais vão alterando a sua forma até ao contacto total entre as superfícies.

1.6.3 Modelo de Hill e Wallach

Hill e Wallach [2] consideraram que dois parâmetros que definem o estado superficial (rugosidade e a ondulação superficial), tem tipicamente uma relação 1:50. O contacto inicial dos picos de rugosidade nas superfícies preparadas criam uma série de vazios que podem tornar-se em zonas frágeis se não forem removidos.

A forma dos vazios considerada foi a elíptica e foi incluída uma análise estatística simples para prever a formação da soldadura em materiais de grão fino. Foi verificado que a preparação superficial origina uma série de linhas compridas paralelas, tipicamente com $0,2\text{-}2\mu\text{m}$ de altura (h) para uma largura (b) do canal de $30\text{-}70\mu\text{m}$ (Figura 20).

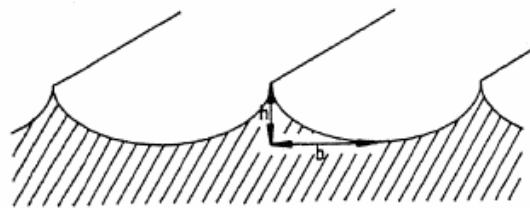


Figura 20: Modelação da superfície – linhas paralelas [2]

Este modelo assume que quando as superfícies são colocadas juntas, as extremidades dos pares de linhas paralelas tocam-se, criando entre elas uma série de cilindros paralelos, infinitamente longos com secção elíptica. A definição deste tipo de contacto resulta no cálculo do tempo máximo de soldadura. O alinhamento paralelo origina condições de estado plano de deformação permitindo ignorar o comprimento dos canais dos vazios.

Neste modelo é considerado que a soldadura dos canais da superfície rugosa ocorre em duas fases (Figura 21). Na fase 0 ocorre a deformação plástica, considerada instantânea, não sendo assim dependente do tempo ou de mecanismos de fluência. A deformação plástica termina quando a área de contacto é suficiente para suportar a carga aplicada. A fase I depende do tempo. A fluência e um ou mais mecanismos de difusão (dos seis existentes) contribuem para a soldadura.

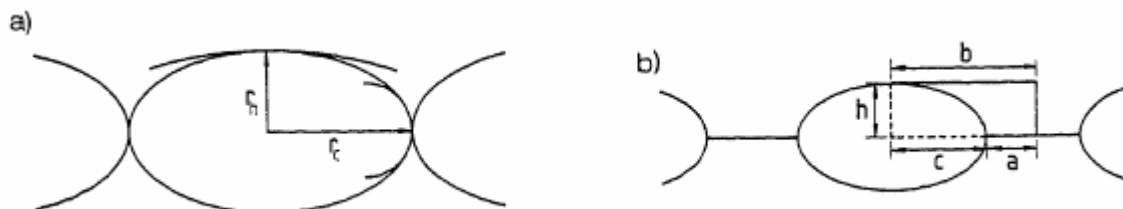


Figura 21: Etapas de variação da proximidade dos vazios: (a) geometria inicial, fase 0 (máximo e mínimo raio de curvatura); (b) geometria do vazio durante a fase I mostrando as dimensões de uma célula considerada unitária [2]

A Figura 22 apresenta os vários percursos de transformação do material.

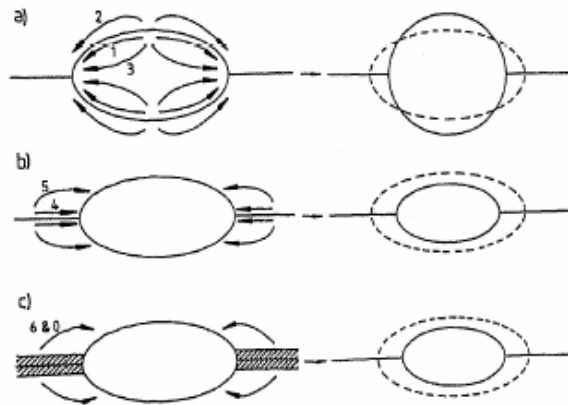


Figura 22: Percursos de transformação do material: (a) mecanismos de deformação superficiais; (b) mecanismos de deformação na interface; (c) mecanismos de deformação no volume de material [2]

Com este modelo, introduzindo as condições do processo e as características de qualquer material, é possível prever a área final soldada, obtendo-se duas formas alternativas de resultado gráfico. A primeira, mostrada na Figura 23, apresenta os eixos como a fracção de área soldada em função de um dos cinco parâmetros do processo (temperatura, pressão, altura da rugosidade superficial, proporção da rugosidade e tamanho de grão) com o tempo. Quando um dos parâmetros do processo é definido como a variável no eixo dos x, os outros quatro parâmetros são introduzidos com os outros dados como dados fixos.

A segunda forma gráfica de apresentação de resultados (Figura 24) é menos complexa, sendo os eixos a fracção de área soldada em função do tempo. A vantagem desta forma é que facilmente se vêem as variações relativas dos vários mecanismos. Para esta forma, os cinco parâmetros do processo são introduzidos como dados do problema.

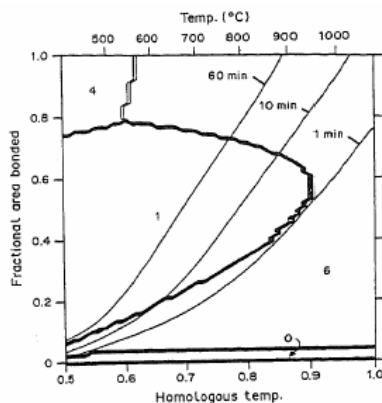


Figura 23: Previsão da área soldada obtida para o cobre, para as condições do processo e respectivas fases [2]

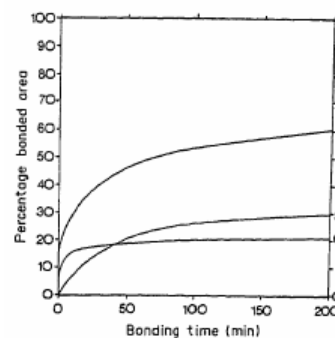


Figura 24: Previsão obtida para a difusão do cobre. As famílias de mecanismos encontram-se indicadas por: T - quantidade total de soldadura; G - mecanismos de interface; S - família de mecanismos de superfície; C - Mecanismos de fluência e deformação plástica [2]

Usando este modelo é possível prever o tempo necessário para determinada quantidade de soldadura para determinadas condições do processo de soldadura. O modelo aplica-se a qualquer material de uma só fase, a soldadura de materiais similares, conhecendo as propriedades dos materiais e ignorando os efeitos dos óxidos superficiais e dos filmes de contaminantes.

2 Materiais

2.1 Introdução

Neste capítulo é feita uma apresentação dos materiais utilizados no presente trabalho quer a nível experimental quer a nível numérico.

São ainda apresentadas diversas propriedades em função da temperatura que mais à frente serão utilizadas nos modelos numéricos. A maioria das propriedades apresentadas, foram obtidas com base na pesquisa bibliográfica efectuada. Devido à geometria dos provetes foi impossível a realização de ensaios de caracterização mecânica. Apenas foram realizados ensaios dilatométricos para a determinação do coeficiente de expansão térmica, durante o aquecimento, dos vários materiais utilizados. Devido às limitações do equipamento utilizado, não foi possível obter os coeficientes de expansão térmica para o arrefecimento.

2.2 Metais duros

Os metais duros (*hardmetals*), também chamados de carbonetos sinterizados, são constituídos por partículas de cerâmico muito duras (carbonetos), que representam cerca de 60% a 90% do volume, dispersas numa matriz metálica (aglomerante). A matriz típica é de cobalto, embora também possa ser de níquel, ferro – níquel e crómio – ferro níquel.

Os metais duros mais comuns são os carbonetos de tungsténio (WC) e os carbonetos de titânio (TiC).

Os carbonetos de tungsténio são frequentemente utilizados em ferramentas de corte e em operações de maquinagem, tendo a particularidade de constituírem mais dos 80% de metais duros usados industrialmente uma vez que apresentam propriedades e características, que os tornam singulares em vários aspectos. Apresentam alta resistência mecânica, combinada com uma elevada dureza, elevado ponto de fusão e uma excelente resistência ao desgaste e à abrasão. Os mais comuns utilizam matriz de cobalto (WC-Co), sendo obtidos por processos de sinterização a temperaturas entre 1650 e 1720K.

Para que haja aumento da tenacidade as partículas de tungsténio são combinadas com pós de cobalto e comprimidas até que os pós estejam compactados. De seguida, esta combinação é aquecida a

temperatura superior à temperatura de fusão do cobalto. O cobalto, no estado líquido envolve as partículas sólidas de tungsténio. Após solidificação, o cobalto funciona como ligação para o carboneto de tungsténio e proporciona uma boa resistência ao impacto [22]. Na Figura 25 é apresentado um esquema representativo do processo de produção dos metais duros na Durit, empresa fornecedora dos carbonetos sinterizados utilizados no presente trabalho.

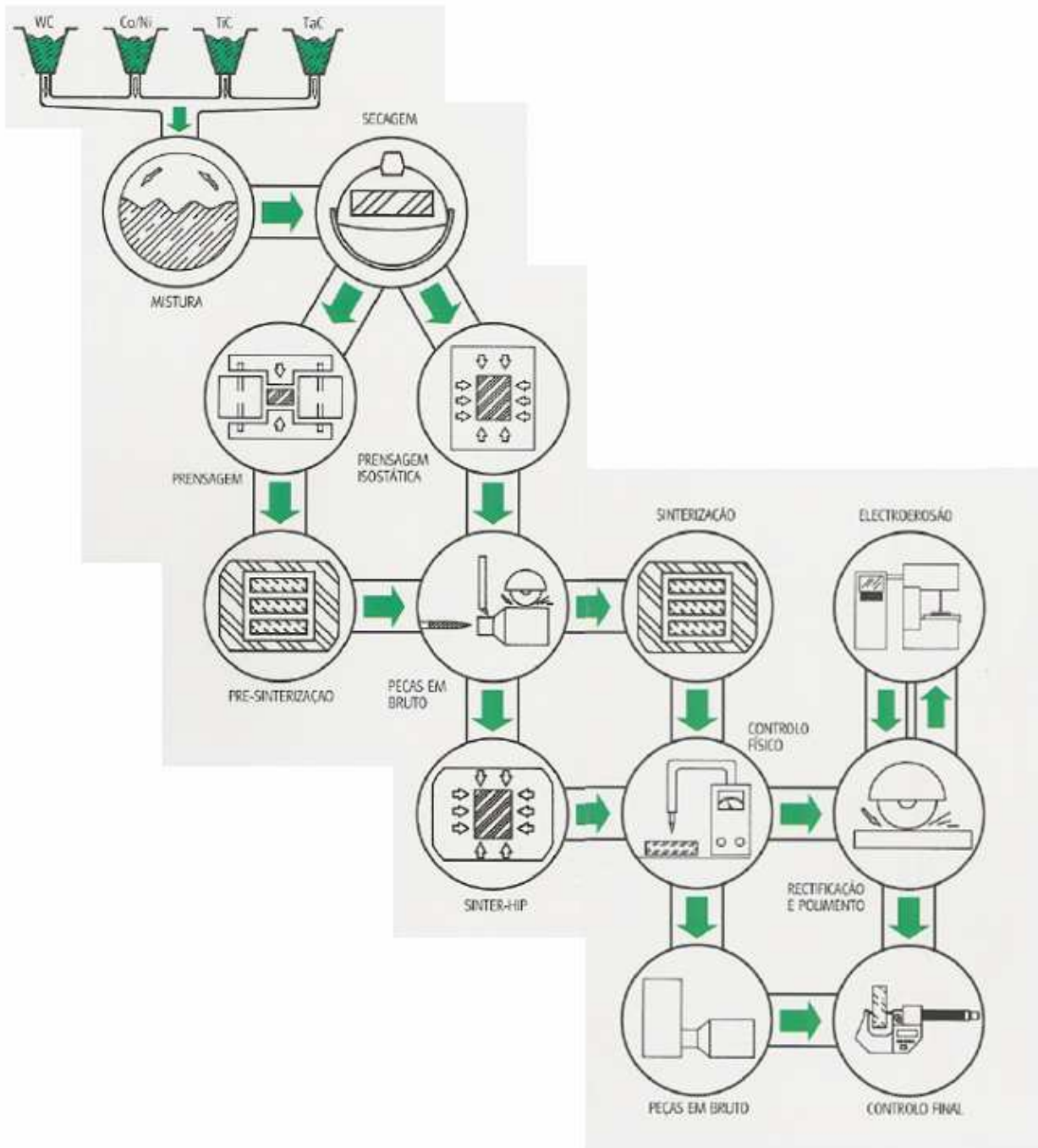


Figura 25: Esquema do processo de produção de metais duros [23]

As temperaturas de trabalho dos carbonetos de tungsténio são frequentemente superiores a 1300K. Por essa razão é necessário conhecer e compreender o comportamento deste tipo de materiais a temperaturas elevadas de forma a poder melhorar as suas qualidades e performances para estas gamas de temperaturas.

Devido à diferença de coeficientes de expansão térmica do WC e do Co, podem aparecer tensões residuais após o arrefecimento durante o processo de fabrico ou após a aplicação de um ciclo térmico. Geralmente constata-se que à temperatura ambiente, as tensões são compressivas na fase WC e tracção na fase do Co [24-26].

A evolução das tensões residuais térmicas em função da temperatura apresenta dois domínios distintos [27]:

- Domínio das baixas temperaturas ($300 < T < 1000\text{K}$): caracterizado por um decréscimo na magnitude das tensões residuais em ambas as fases à medida que a temperatura aumenta e em que o comportamento do material é essencialmente elástico e que a relaxação das tensões térmicas é devida às variações com a temperatura dos coeficientes de expansão linear do WC e do Co, até aos 1000K;

- Domínio das altas temperaturas ($T > 1000\text{K}$): é caracterizado por um incremento das tensões residuais no WC, um rápido aumento do parâmetro de rede do Co devido à solução do W. A solução do WC também influencia o aumento da magnitude da tensão de compressão no WC durante o aquecimento. A histerese que ocorre é devida à diferença entre a cinética de solução-precipitação entre o aquecimento e arrefecimento do W do WC e WC_3O_3 .

As propriedades mecânicas do WC-Co apresentam três domínios distintos que dependem da temperatura e da percentagem de cobalto. Tomando como referência uma liga de WC-11%Co, esta inicialmente, entre a temperatura ambiente e os 900K apresenta um comportamento elástico e frágil; é resistente e tenaz com plasticidade limitada entre os 900 e 1100K, e apresenta fluência a partir dos 1100K [27]

Foram utilizados metais duros, com duas composições diferentes, sendo o K10 constituído por 6% de Co e o K40 por 12%.

Através da análise do diagrama de fase do WC-Co (Figura 26) desenvolvido por Gruter [28] verifica-se que as ligas de WC-Co utilizadas no presente trabalho têm um comportamento semelhante quando aquecidas.

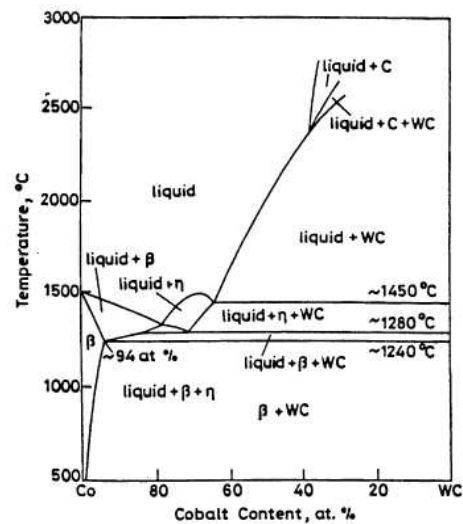


Figura 26: Secção vertical do diagrama WC-Co [28]

Propriedades

As propriedades principais dos dois materiais utilizados à temperatura ambiente encontram-se na Tabela 2.

Tabela 2: Propriedades dos metais duros à temperatura ambiente [23]

Propriedade/Material	K10 (WC -6%Co)	K40 (WC-12%Co)
Condutividade (W/mK)	80	65
Calor específico ($J/kg \cdot K$)	151	197
Densidade (kg/m^3)	15100	14300
Difusividade Térmica (m^2/s)	$3,5 \times 10^{-5}$	$2,3 \times 10^{-5}$
Coefficiente Expansão Térmica (K^{-1})	$5,5 \times 10^{-6}$	$5,9 \times 10^{-6}$
Dureza (Hv)	1580	1290
Modulo de Young (GPa)	630	580
Coefficiente de Poisson	0,21	0,21

A variação do módulo de Young em função da temperatura para os metais duros é apresentada na Figura 27. O módulo de Young do WC-12%Co apresenta valores inferiores ao do WC-6%Co.

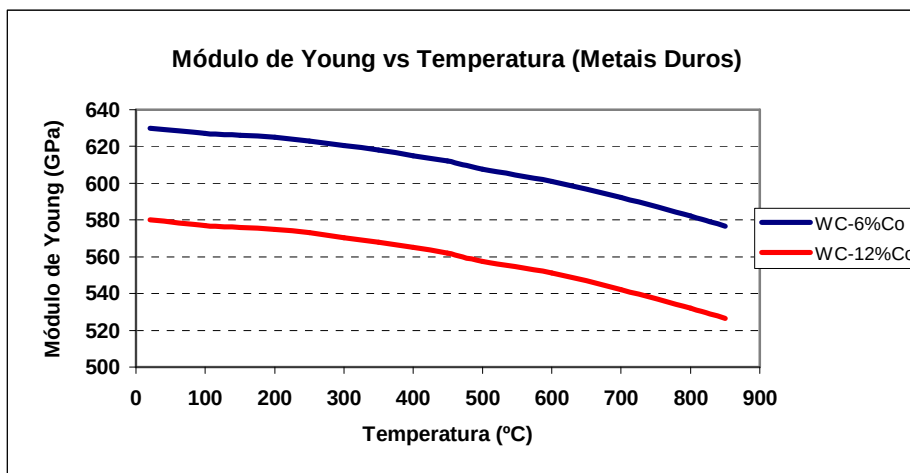


Figura 27: Módulo de Young vs Temperatura (Metais Duros) [29-30]

Na Figura 28 são apresentadas curvas de tensão/deformação a elevadas temperaturas para o WC-6%.

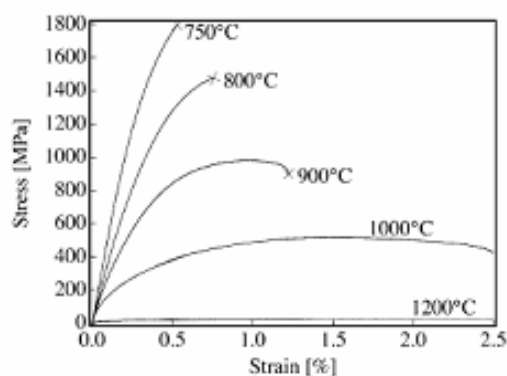


Figura 28: Tensão vs Deformação a elevadas temperaturas (WC-6%Co) [31]

Na Figura 29 são apresentados os valores do coeficiente de expansão térmica em função da temperatura para os metais duros obtidos através da realização de um ensaio dilatométrico realizado no Laboratório de Materiais do DEMEGI da FEUP. Devido às limitações do equipamento apenas foi possível obter os valores dos coeficientes de expansão térmica para o aquecimento.

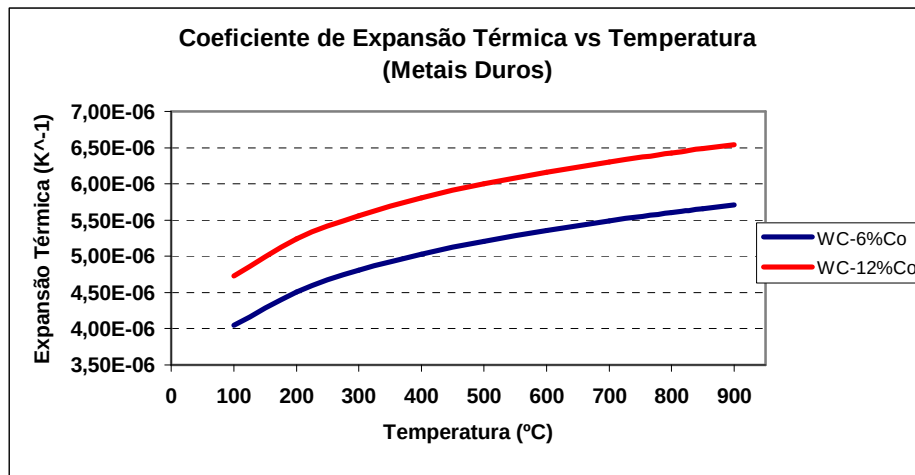


Figura 29: Coeficiente de Expansão Térmica vs Temperatura (Metais Duros) (ensaio dilatométrico)

2.3 Aço DIN EN 10083

Os aços ligados são aços com adição de um ou mais elementos de liga, tais como, níquel, cromo, molibdénio, titânio, vanádio, boro, chumbo, etc., em quantidades tais que a adição destes elementos, confere ao aço propriedades mecânicas e físicas especialmente melhoradas, como resistência ao desgaste, temperabilidade, ductilidade, tenacidade. A designação da maioria dos aços ligados é, de acordo com o elemento de liga predominante.

No presente trabalho foi utilizado o aço ao carbono DIN EN 10083, com a composição química da Tabela 3, sendo o elemento de liga predominante o Manganês (Mn).

Tabela 3: Composição química do aço DIN EN 10083 [23]

Elemento	C	Cr	Mn	Si	P	S	V	B	Ti	Al
%	0,2540	0,3210	1,2310	0,1680	0,0130	0,0010	0,0090	0,0025	0,0300	0,0350

Propriedades

As principais propriedades deste aço à temperatura ambiente encontram-se na Tabela 4.

Tabela 4: Propriedades do aço DIN EN 10083 à temperatura ambiente [23]

Propriedade/Material	Aço DIN EN 10083
Condutividade (W/mK)	42
Calor específico ($\text{J/kg} \cdot \text{K}$)	477
Densidade (kg/m^3)	7850
Difusividade Térmica (m^2/s)	$1,1 \times 10^{-5}$
Coefficiente Expansão Térmica (K^{-1})	12×10^{-6}
Dureza (Hv)	400
Modulo de Young (GPa)	210
Coefficiente de Poisson	0,29

A variação do módulo de Young do aço com a temperatura é apresentada Figura 30.

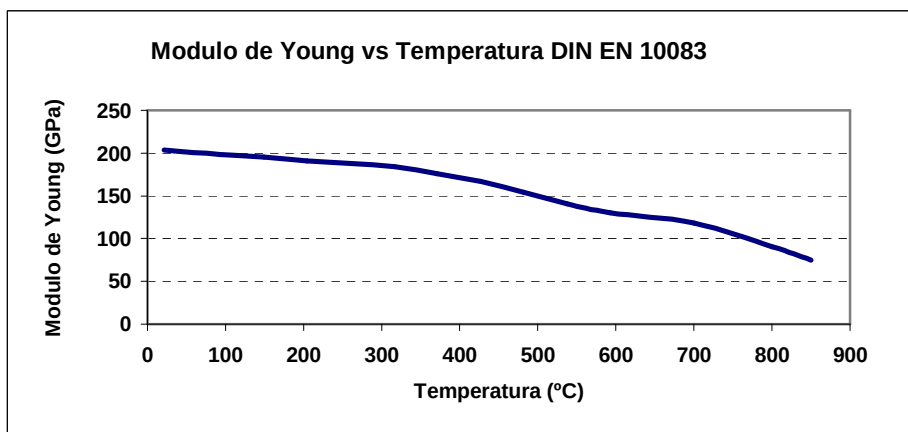


Figura 30: Modulo de Young vs Temperatura (Aço DIN EN 10083) [30]

A deformação plástica do aço em função da temperatura é apresentada na Figura 31

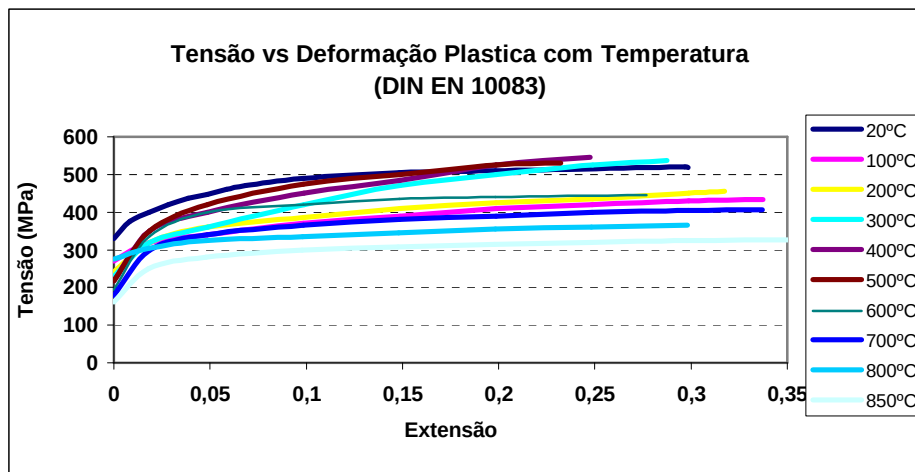


Figura 31: Tensão vs Deformação Plástica com Temperatura (DIN EN 10083) [32]

A variação do coeficiente de expansão térmica com a temperatura, obtida através de um ensaio dilatométrico, igualmente realizado no Laboratório de Materiais da FEUP, é apresentada na Figura 32. Da mesma forma, devido às limitações do equipamento não foi possível obter os coeficientes de expansão térmica durante o arrefecimento.

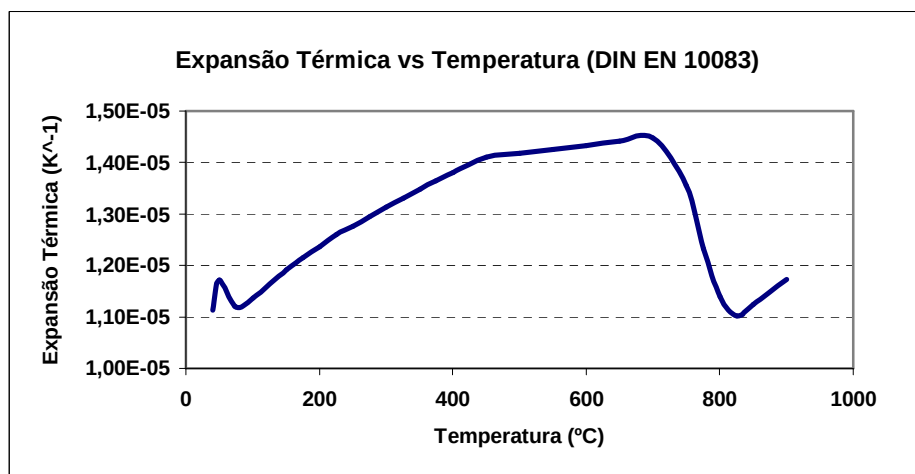


Figura 32: Expansão Térmica vs Temperatura (DIN EN 1083) (ensaio dilatométrico)

A variação da densidade e condutividade do aço em função da temperatura são apresentadas respectivamente na Figura 33 e Figura 34.

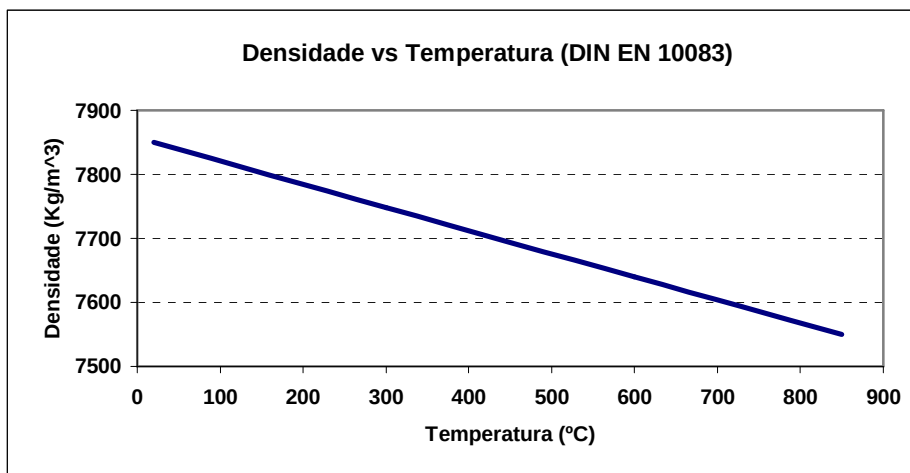


Figura 33: Densidade vs Temperatura (Aço DIN EN 10083) [33]

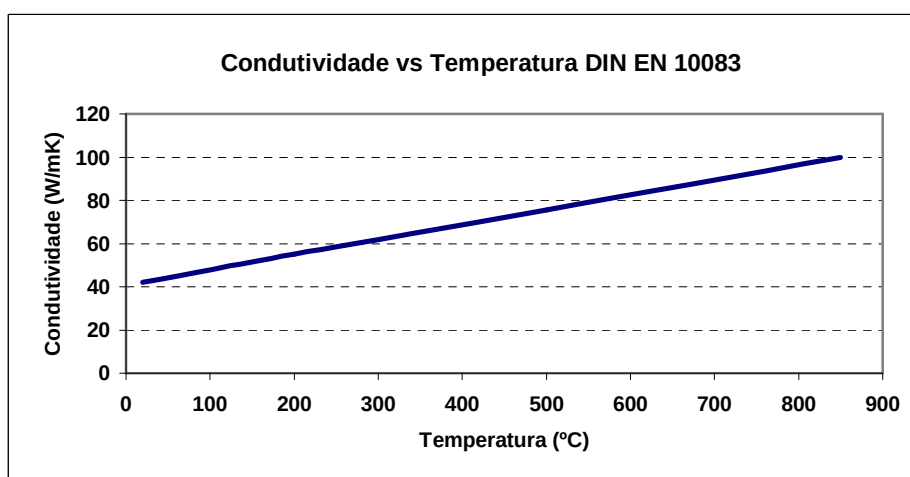


Figura 34: Condutividade vs Temperatura (Aço DIN EN 1083) [33]

2.4 Cobre

O cobre caracteriza-se pela sua ductilidade e excelente condutividade térmica e eléctrica. Se solicitado, deforma-se muito elasticamente antes de atingir o regime plástico onde o seu comportamento é imprevisível.

Nas camadas intermédias foram utilizadas folhas com 99% de pureza de cobre.

Propriedades

As suas principais propriedades à temperatura ambiente são apresentadas na Tabela 5.

Tabela 5: Propriedades do cobre à temperatura ambiente [34]

Propriedade/Material	Cobre (99%Cu)
Condutividade (W/mK)	385
Calor específico ($\text{J/kg} \cdot \text{K}$)	385
Densidade (kg/m^3)	8960
Coefficiente Expansão Térmica (K^{-1})	16×10^{-6}
Modulo de Young (GPa)	110
Coefficiente de Poisson	0,364

Na Figura 35 é apresentada a deformação plástica do cobre à temperatura ambiente.

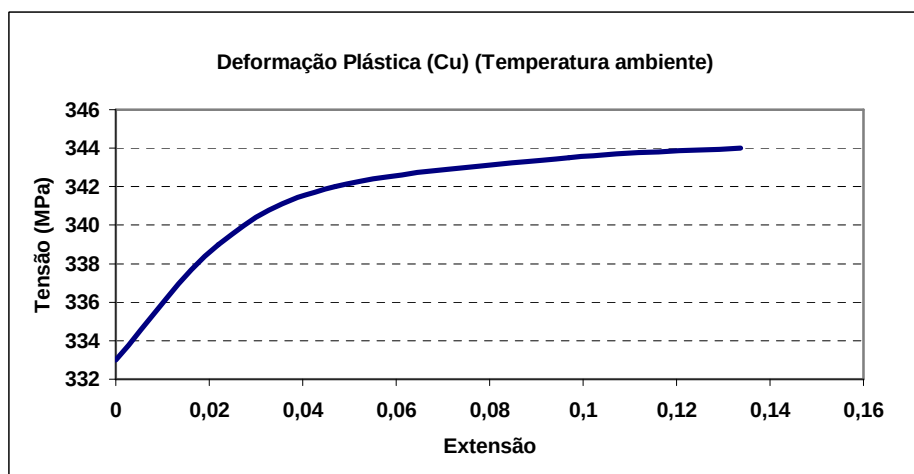


Figura 35: Deformação plástica do cobre à temperatura ambiente [32]

A variação de propriedades, como o módulo de Young e coeficiente de expansão térmica, com a temperatura são apresentadas na Figura 36 e Figura 37, respectivamente.

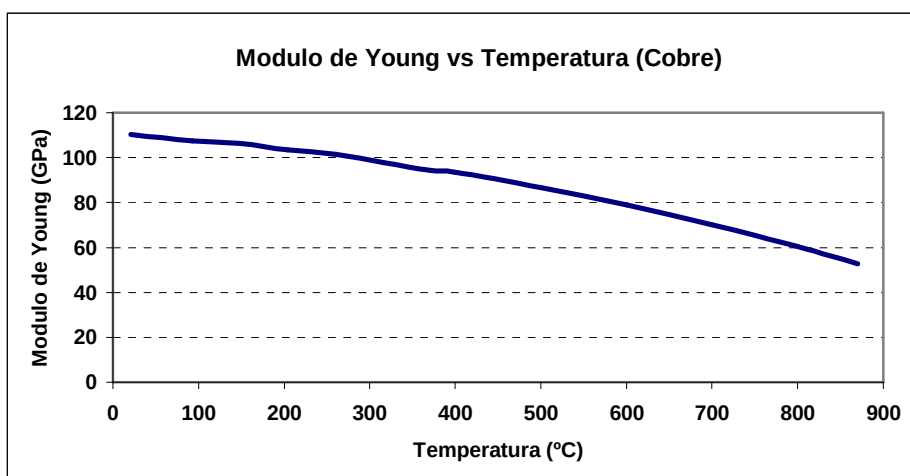


Figura 36: Módulo de Young vs Temperatura (Cobre) [30]

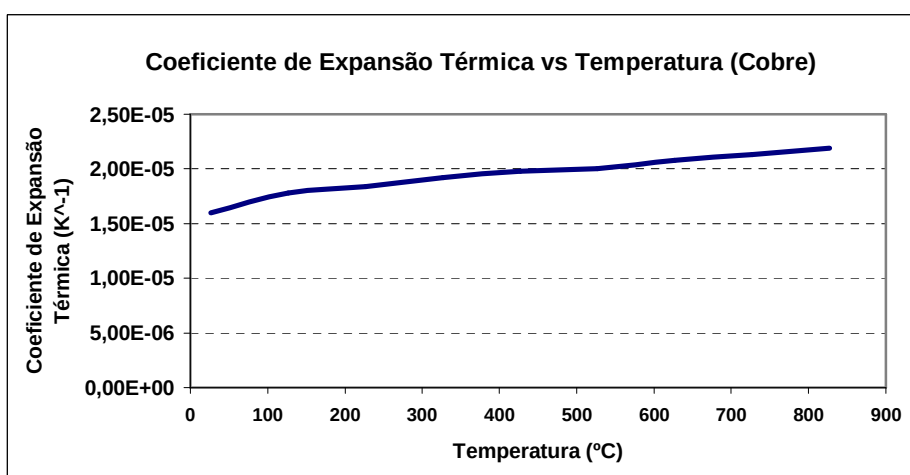


Figura 37: Coeficiente de Expansão Térmica vs Temperatura (Cobre) [34]

2.5 Aço AISI 1045

O aço AISI 1045 pertence ao grupo dos aços de construção ao carbono.

A sua composição química encontra-se na Tabela 6.

Tabela 6: Composição química do aço AISI 1045 [34]

Elemento	C	Mn	Si
%	0,45	0,65	<=0,40

Propriedades

As propriedades do aço AISI 1045 à temperatura ambiente encontram-se na Tabela 7

Tabela 7: Propriedades do aço AISI 1045 à temperatura ambiente [34-35]

Propriedade/Material	Aço AISI 1045
Condutividade (W/mK)	49,8
Calor específico (J/kg · K)	486
Densidade (kg/m ³)	7850
Difusividade Térmica (m ² /s)	1,1x10 ⁻⁵
Coeficiente Expansão Térmica (K ⁻¹)	11,5x10 ⁻⁶
Dureza (Hv)	188
Modulo de Young (GPa)	210
Coeficiente de Poisson	0,29

Na Figura 38 é apresentada a deformação plástica do aço AISI 1045.

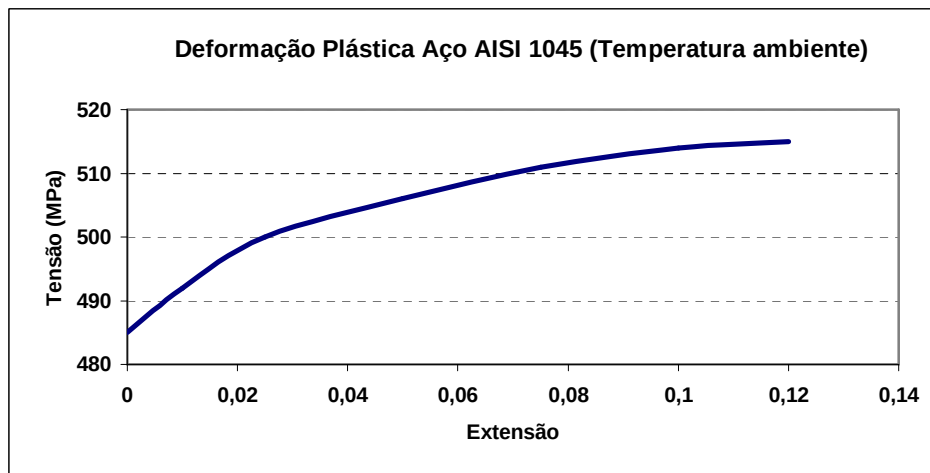


Figura 38: Deformação plástica do aço AISI 1045 à temperatura ambiente [34]

2.6 MONEL 400

A liga de Níquel-Cobre MONEL 400 caracteriza-se pela sua boa resistência mecânica e dureza considerável, combinadas com uma elevada resistência à corrosão, ductilidade, condutividade térmica e soldabilidade.

A sua composição é apresentada na Tabela 8

Tabela 8: Composição química da liga MONEL 400 [36]

Elemento	Ni	Cu	Fe	Mn	Si	C
%	<63	28,0-34,0	2,5 máx	2,0 máx	0,5 máx	0,3 máx

Propriedades

As suas principais propriedades à temperatura ambiente são apresentadas na Tabela 9.

Tabela 9: Propriedades do MONEL 400 à temperatura ambiente [34-36]

Propriedade/Material	MONEL 400
Condutividade (W/mK)	21,8
Calor específico ($J/kg \cdot K$)	427
Densidade (kg/m^3)	8800
Coefficiente Expansão Térmica (K^{-1})	$13,9 \times 10^{-6}$
Modulo de Young (GPa)	180
Coefficiente de Poisson	0,32

Na Figura 39 é apresentada a deformação plástica do MONEL 400 à temperatura ambiente.

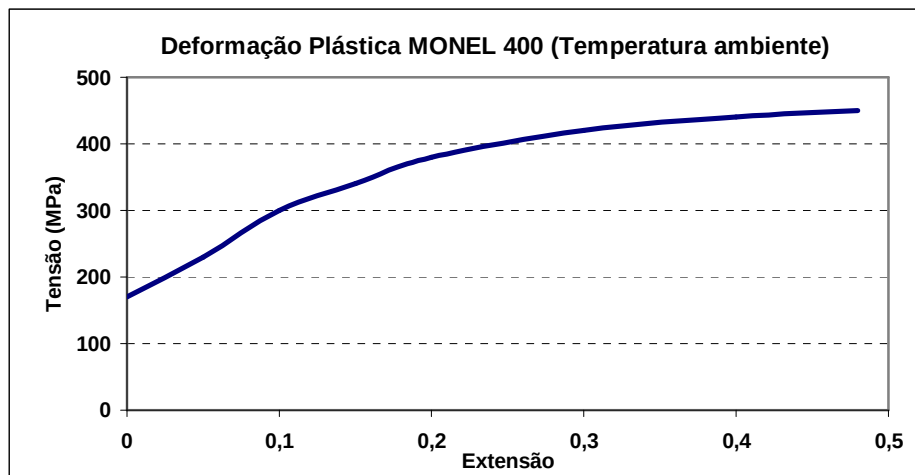


Figura 39: Deformação plástica do MONEL 400 à temperatura ambiente [36]

A variação do módulo de Young com a temperatura é apresentada na Figura 40.

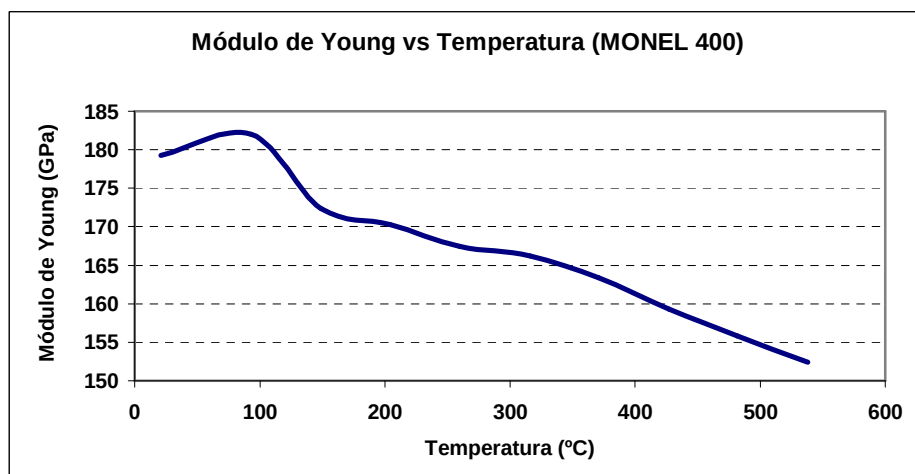


Figura 40: Módulo de Young vs Temperatura do MONEL 400 [30]

3 Trabalho Experimental - Soldadura por Difusão de Metais Duros

3.1 Introdução

A soldadura por difusão é largamente utilizada na união de componentes de carbonetos de Tungsténio (metais duros WC-Co). Ao contrário dos aços e suas ligas, os carbonetos sinterizados apresentam uma elevada tensão de ruptura e uma ductilidade baixa o que facilita o processo de soldadura por difusão. No entanto, o factor decisivo para o sucesso da união reside na qualidade do acabamento superficial, sendo a rugosidade e o paralelismo das faces os factores mais importantes a ter em consideração. Devido a este facto, e à sua elevada dureza, os carbonetos sinterizados deverão ser soldados usando uma camada intermédia de um material mais dúctil, como por exemplo cobre, níquel ou ferro. Teoricamente, metais duros com elevado teor de cobalto (15-20%) poderão ser soldados sem camada intermédia.

No decorrer da soldadura, a camada intermédia interdifunde-se formando a união. Como os principais elementos constituintes destas camadas (Ni, Cu, Fe, Co) têm elevada solubilidade, não se formam compostos intermetálicos frágeis na zona da união.

Devido à baixa deformação e ao elevado custo, os carbonetos sinterizados usados nas ferramentas são geralmente concebidos de forma a serem unidos a um corpo em aço. Assim, o comportamento destas ferramentas depende grandemente da qualidade da união. O processo mais adequado para esta aplicação é a soldadura por difusão. Devido à elevada diferença na expansão térmica, a condutividade à soldadura é geralmente feita recorrendo a uma camada intermédia de cobre, níquel ou ferro, sendo geralmente uma folha cortada com o contorno das peças a unir. A resistência da união varia com o material usado na camada intermédia e com a sua espessura. A qualidade da união depende igualmente da qualidade das superfícies a unir.

Quando os carbonetos sinterizados são unidos através de uma camada intermédia, é formada uma zona de transição onde praticamente todos os elementos dos metais estão presentes (Figura 41).

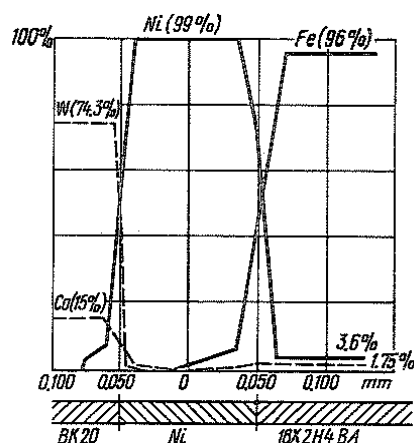


Figura 41: Distribuição dos elementos na união WC-0,20%Co a aço 18X2H4BA com camada intermédia de Níquel [1]

O elemento mais activo da transformação é o da camada intermédia que se difunde no carboneto sinterizado numa profundidade de cerca de 25-30 μ m. Desta forma o elemento da camada intermédia substitui o cobalto enquanto que os grãos de tungsténio se dissolvem parcialmente com o elemento da camada formando uma solução sólida Ni-Co ou Cu-Co. A difusão do níquel com o aço ocorre maioritariamente ao longo dos limites de grão. Para condições óptimas de soldadura, o comprimento da zona de difusão é de cerca de 20-30 μ m ao longo dos limites de grão e de 8-10 μ m na zona dos grãos. O ferro do aço difunde-se na camada intermédia num comprimento de 45-55 μ m. Assim, se a camada intermédia tiver 0,005-0,02 μ m de espessura, algum ferro pode passar através da camada para o carboneto sinterizado. A difusão do ferro reduz a ductilidade da camada intermédia devido à diminuição da sua capacidade de relaxação sendo que as tensões internas aumentam. Esta é a razão pela qual a camada intermédia não deverá ser menor do que 30 μ m [1].

Considerando a diferença de expansão térmica entre o aço e o metal duro, a soldadura por difusão aumenta as tensões internas que originam distorção na união conduzindo à destruição da junta durante a união ou mesmo em serviço. A magnitude e características das tensões internas dependem das propriedades dos materiais envolvidos e o procedimento e técnica de soldadura usados.

As soldaduras apresentadas neste capítulo foram realizadas no âmbito do projecto *Advanced Joining Technologies for Hardmetals*. O trabalho experimental deste projecto decorreu na Facultad de Ciências Químicas da Universidad de Complutense em Madrid, Espanha com a colaboração do Professor José Maria Gomez de Salazar e no Laboratório de Ensaios Tecnológicos do Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (DEMEGI) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, Portugal com a colaboração do Engenheiro Miguel Figueiredo e do Engenheiro Rui Silva.

3.2 Preparação superficial dos materiais

Antes de serem soldadas as superfícies deverão ser preparadas de modo a que a interface fique plana e paralela. O acabamento superficial deverá ser de cerca de 0,01-0,02mm de rugosidade. Para tal deverão ser utilizadas lixas adequadas para o efeito de modo a ser obtido um polimento grosseiro, de acordo com a Tabela 10.

Uma rectificação das superfícies de metal duro pode ser suficiente para uma soldadura perfeita.

A preparação deve, preferencialmente, ser feita imediatamente antes da soldadura. A superfície deverá ainda ser desengordurada por ultra-sons e com acetona, sendo limpa com algodão embebido em álcool.

Para a análise microscópica das superfícies soldadas, deverá ser seguido o mesmo procedimento de modo a ser obtido um polimento fino.

Tabela 10: Sugestão de preparação de amostras

Material	Desbaste	Polimento grosseiro		Polimento fino
Aço	Lixas #240, #320, #600, #800, #1000	Pano diamante 9 μ m	Pano diamante 6 μ m	Pano diamante 1 μ m
Metal duro	Lixas #240, #320, #600, #800, #1000, #2400	Pano diamante 6 μ m	Pano diamante 3 μ m	Pano diamante 1 μ m

3.3 Equipamento utilizado

3.3.1 Equipamento de soldadura por difusão da Universidade Complutense de Madrid

O sistema utilizado para realizar soldaduras por difusão na Universidade Complutense de Madrid é composto por quatro partes distintas: câmara do forno, sistema de aquecimento, sistema de vácuo e sistema hidráulico de pressão, encarregue de transmitir compressão aos provetes. A câmara do forno, as bombas de vácuo e o sistema hidráulico encontram-se montados numa estrutura de aço.

A câmara do forno possui uma forma cilíndrica e uma porta frontal onde está montada uma pequena janela que possibilita a observação durante o processo (Figura 42 e Figura 43). Na Figura 44 observa-se todo o equipamento.

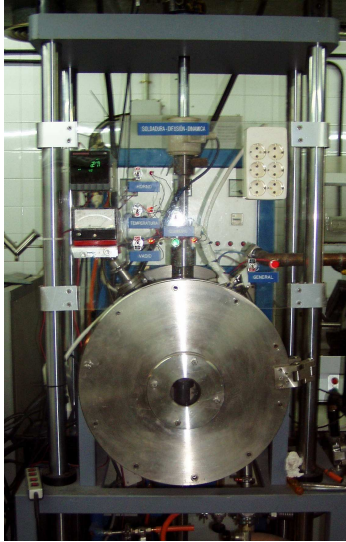


Figura 42: Vista geral do forno

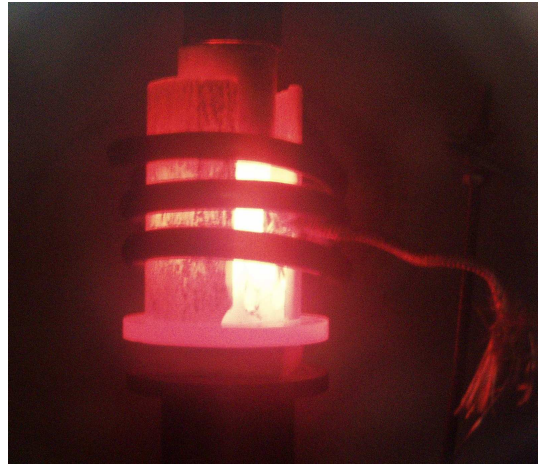


Figura 43: Observação da soldadura durante o processo através da janela



Figura 44: Vista geral do equipamento (forno, controlador de vácuo, controlador do sistema hidráulico de pressão)

O forno de indução é da marca AEM Servosis e possui um sistema hidráulico de aplicação de pressão de 50kN. Na Figura 45 observam-se as quatro entradas laterais que permitem colocar um medidor de pressão (para medir pressão de vácuo desde 1000 até 0 mbar com precisão de 10 mbar), o termopar do tipo K, um sensor Pirani (para medir pressão desde 1 até 10^{-3} mbar com precisão de 10^{-2} mbar) e a ligação às bombas de vácuo.

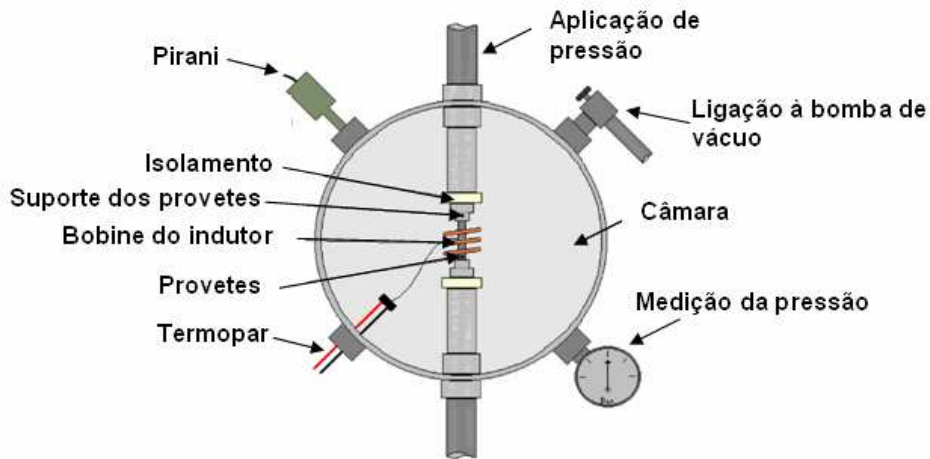


Figura 45: Esquema da câmara do forno

O sistema de aquecimento é formado por um gerador electrónico de alta frequência para aquecimento indutivo de metais (Figura 46). O indutor é constituído por um tubo de cobre (três espiras), pelo interior do qual circula um fluxo de água para a refrigeração do mesmo (Figura 47).



Figura 46: Pormenor do controlador de temperatura e de vácuo

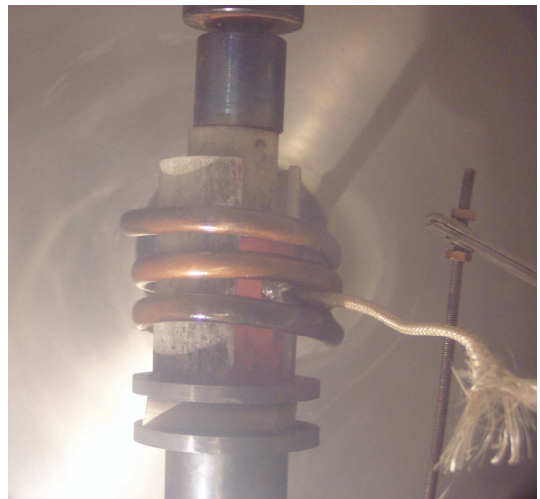


Figura 47: Pormenor do indutor

A aplicação da compressão aos provetes através do sistema hidráulico é controlada através de um software gerador de cargas dinâmicas ou estáticas.

3.3.2 Equipamento de soldadura por difusão da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

O sistema utilizado para realizar soldaduras por difusão na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto é composto por quatro partes diferenciadas: câmara de soldadura, sistema e controlador de aquecimento, sistema de vácuo e sistema hidráulico de pressão, encarregue de transmitir compressão aos provetes (Figura 48).



Figura 48: Vista geral do equipamento

A câmara de soldadura encontra-se montada na estrutura do sistema hidráulico de aplicação de carga da marca MTS (Figura 49).

A câmara de soldadura possui uma porta frontal. No seu interior encontra-se um escudo isolador, onde passam as resistências de aquecimento (Figura 50). Existem dois termopares do tipo K montados, um junto à interface dos provetes (para a medição da temperatura de soldadura) e outro de segurança, colocado a meio do escudo que garante a paragem do sistema caso o isolamento não funcione e o calor passe para o seu exterior (interior da câmara) (Figura 51). Geralmente o sistema é purgado com Árgon e em seguida introduzido o vácuo. O ciclo de temperatura é controlado através do controlador da Figura 52 assim como o funcionamento da bomba de vácuo e a entrada de gás (Árgon) e ar. O sistema no momento da sua utilização estava limitado apenas à aplicação de cargas estáticas.



Figura 49: Pormenor da montagem da câmara de soldadura

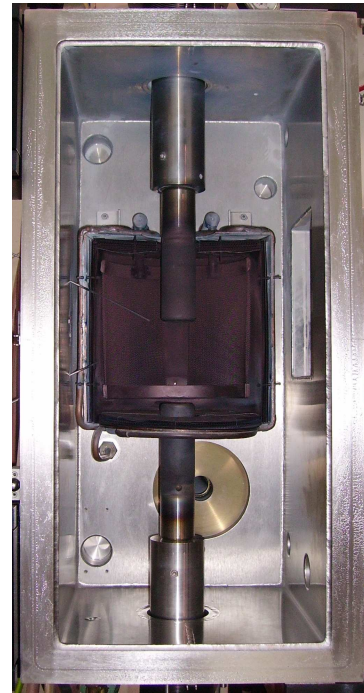


Figura 50: Pormenor do interior da câmara de soldadura

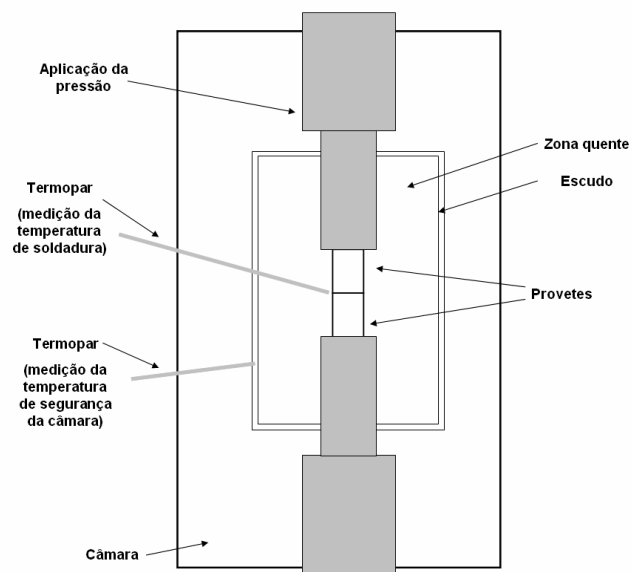


Figura 51: Esquema da câmara de soldadura



Figura 52: Pormenor do controlador

3.4 Trabalho experimental realizado na Universidad de Complutense de Madrid

3.4.1 Introdução

No Projecto de Investigação *Advanced Joining Technologies for Hardmetals* pretendia-se estudar a soldadura por difusão entre metais duros e aço com possível aplicação na recuperação de componentes mecânicos danificados. Desta forma, os primeiros ensaios experimentais foram desenhados de forma a soldar directamente metais duros a aço. Os metais duros utilizados tinham composição de WC-6%Co e WC-12%Co, K10 e K40, respectivamente. O aço utilizado foi o DIN EN 10083. As propriedades dos materiais utilizados encontram-se no capítulo 1.

3.4.2 Configuração das soldaduras

De acordo com a necessidade de soldar directamente aço a metal duro e mediante os provetes fornecidos para o projecto pela Durit (36x20x2,5mm), a configuração de soldadura escolhida para a soldadura foi de união topo a topo como apresentado na Figura 53.

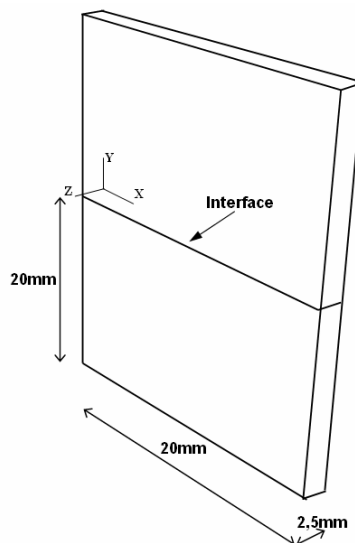


Figura 53: Soldadura topo a topo de duas chapas metálicas

Para tornar possível a soldadura das peças metálicas desta forma foi necessário construir um suporte para o correcto posicionamento das peças durante o processo de soldadura. Optou-se por fazer duas soldaduras em simultâneo para diminuir o número de ensaios nas mesmas condições. Os suportes foram desenvolvidos, tendo sido obtida a seguinte geometria (Figura 54).

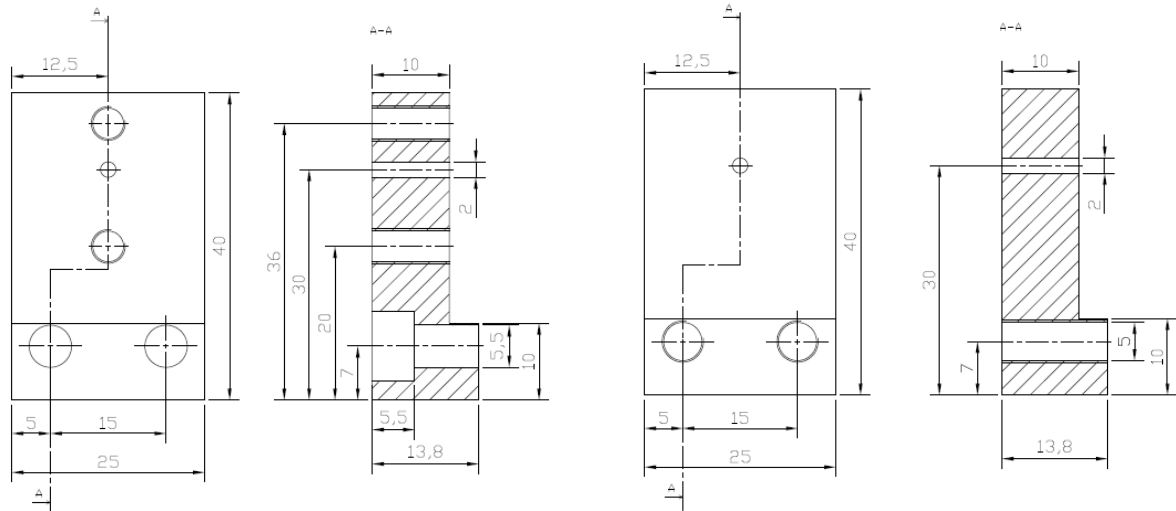


Figura 54: Desenho das peças 1 e 2 do suporte

Os suportes desenvolvidos, eram constituídos por duas peças apertadas por dois parafusos M5. Para promover o correcto posicionamento das peças metálicas durante a soldadura utilizaram-se dois pernos com 4mm de diâmetro. Foi necessário ainda um furo com 2mm de diâmetro para a colocação do termopar na zona da interface.

Para evitar que os suportes, durante o processo de soldadura, sofressem grandes deformações e alterações estruturais foi seleccionado um aço com elevado teor de crómio e molibdénio. A construção dos suportes (Figura 55) foi então realizada num aço, ligado, de ferramentas de trabalho a quente (AISI H13), com 0,39%C, 5,30% Cr e 1,30% de Mo.

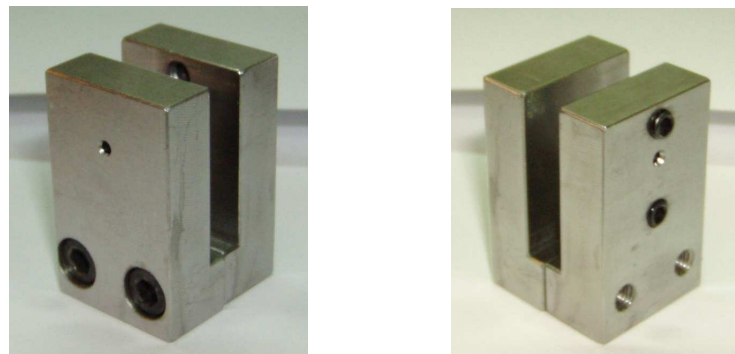


Figura 55: Suporte montado

As superfícies a soldar foram preparadas de modo a diminuir o mais possível a sua rugosidade. No caso dos metais duros, devido à sua elevada dureza, as superfícies a soldar foram apenas rectificadas. No caso dos aços as superfícies foram polidas com lixas até #800. Após esta preparação superficial foi necessário

limpá-las para remover todas as partículas e todos os resíduos de gordura. Para tal foi utilizado um banho de ultra-sons de acetona.

Após o processo de preparação e limpeza, as peças foram cobertas de silicato de zircónia (excepto nas superfícies a soldar) para evitar a soldadura das peças aos suportes (Figura 56).

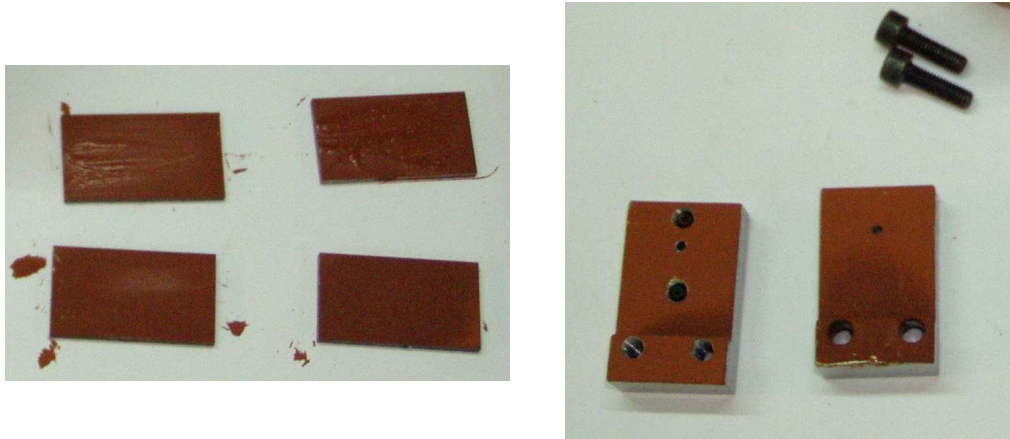


Figura 56: Peças e suportes cobertos de silicato de zircónia

Na Figura 57 encontra-se o esquema da montagem final das peças nos suportes e na Figura 58 a montagem final das peças antes da soldadura.

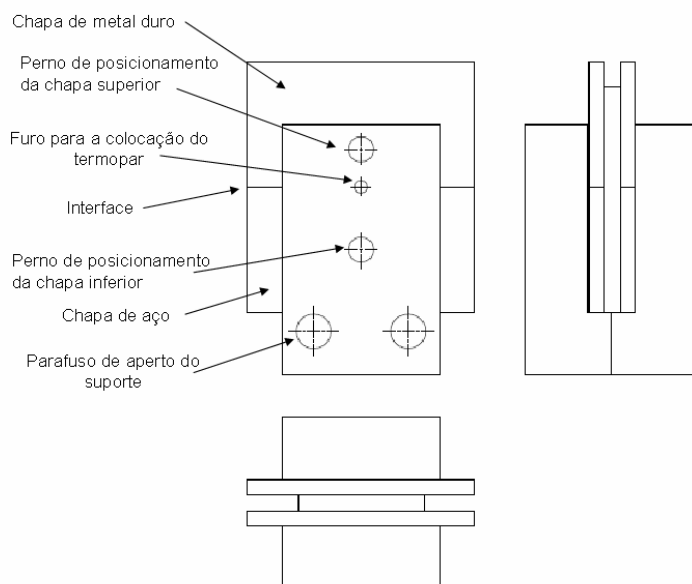


Figura 57: Montagem das peças a soldar nos suportes

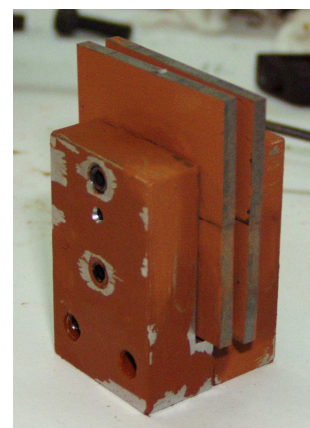


Figura 58: Montagem final das peças no suporte antes de soldadura

Após a preparação das peças a soldar, os vários conjuntos de suporte com peças foram introduzidos no forno e soldados nas condições dos ensaios apresentadas de seguida.

3.4.3 Ensaio 1

A aplicação da pressão nas faces das chapas metálicas ficou limitada no comprimento a 25mm pela dimensão do aplicador de pressão nas peças (Figura 59).

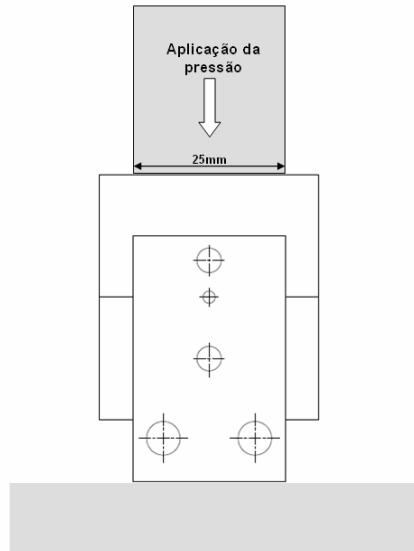


Figura 59: Aplicação da pressão nos provetes

Para determinar a carga a aplicar foi necessário fazer alguns cálculos. Assim, para a área de soldadura de 2 chapas vem $\text{Área} = 25 \times (2 \times 2,5) \Rightarrow \underline{\text{Área} = 125 \text{mm}^2}$.

Para uma pressão de cerca de $48 \text{MPa} \pm 16 \text{MPa}$ (carga aconselhada para o tipo de material de acordo com a experiência do Prof. J. M. Gomez de Salazar) tem-se $600 \text{kgf} \pm 200 \text{kgf}$.

Foram definidas as condições de temperatura considerando a temperatura de transição eutectóide do aço na forma

$$T_E = 912 - 213\sqrt{\%C} \Rightarrow \boxed{T_E = 804,6^\circ\text{C}}$$

Assim, foram escolhidas três temperaturas para os ensaios iniciais: 825, 850 e 875°C para o processo de soldadura.

Foram soldadas três amostras de aço com metal duro (6% de Co e 12% de Co), a cada temperatura, de acordo com o ciclo da Figura 60. As combinações encontram-se na Tabela 11.

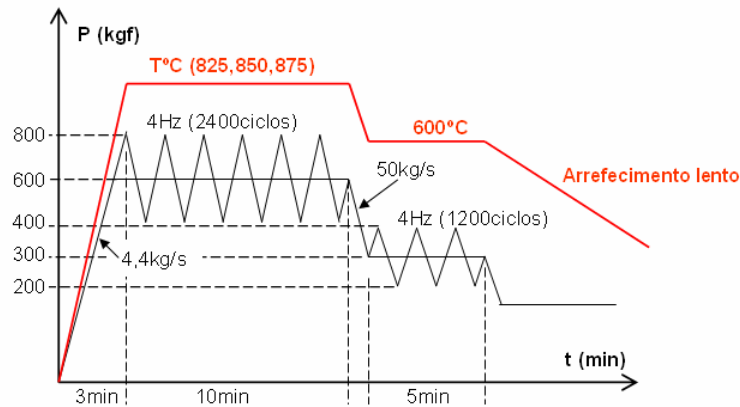


Figura 60: Ciclo de pressão e temperatura do ensaio 1

Tabela 11: Combinações de pressão e temperatura do ensaio 1

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Temperatura (°C)	Pressão (a)
acmd6 1	1	aço	WC-6%Co	825	1
acmd6 1	2	aço	WC-6%Co	825	1
acmd612 1	1	aço	WC-6%Co	825	1
acmd6 2	1	aço	WC-6%Co	850	1
acmd6 2	2	aço	WC-6%Co	850	1
acmd612 2	1	aço	WC-6%Co	850	1
acmd6 3	1	aço	WC-6%Co	875	1
acmd6 3	2	aço	WC-6%Co	875	1
acmd612 3	1	aço	WC-6%Co	875	1
acmd12 1	1	aço	WC-12%Co	825	1
acmd12 1	2	aço	WC-12%Co	825	1
acmd612 1	1	aço	WC-12%Co	825	1
acmd12 2	1	aço	WC-12%Co	850	1
acmd12 2	2	aço	WC-12%Co	850	1
acmd612 2	1	aço	WC-12%Co	850	1
acmd12 3	1	aço	WC-12%Co	875	1
acmd12 3	2	aço	WC-12%Co	875	1
acmd612 3	1	aço	WC-12%Co	875	1

(a) De acordo com o gráfico da Figura 60

Após a realização destes primeiros ensaios, tentaram-se soldar provetes de metal duro (união de materiais similares) sem sucesso. A soldadura deste tipo de material a si próprio é apenas possível utilizando uma camada intermédia depositada ou temperaturas acima dos 1000°C, não tendo sido possível testar devido à indisponibilidade de camadas finas de materiais e às limitações do equipamento, respectivamente. Dos ensaios realizados verificou-se que a maioria dos provetes quebraram pelo metal duro (Figura 61) ou apresentaram fissuras (Figura 62), sendo algumas detectáveis apenas microscópicamente (Figura 63). O estado final dos provetes soldados é apresentado na Tabela 12 e Tabela 13.

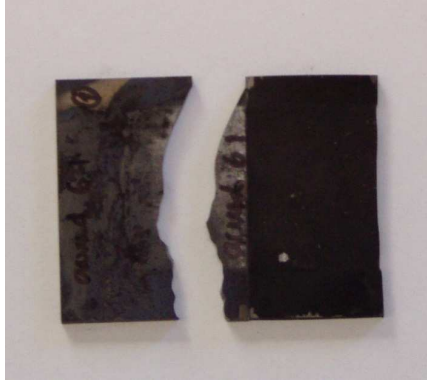


Figura 61: Provede partido

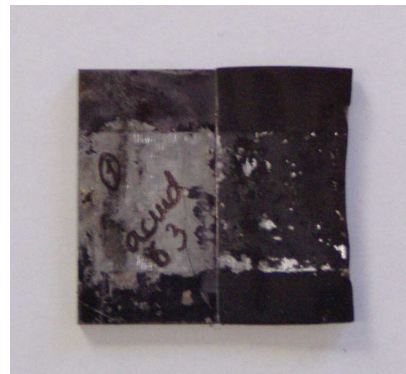


Figura 62: Provede com fissura

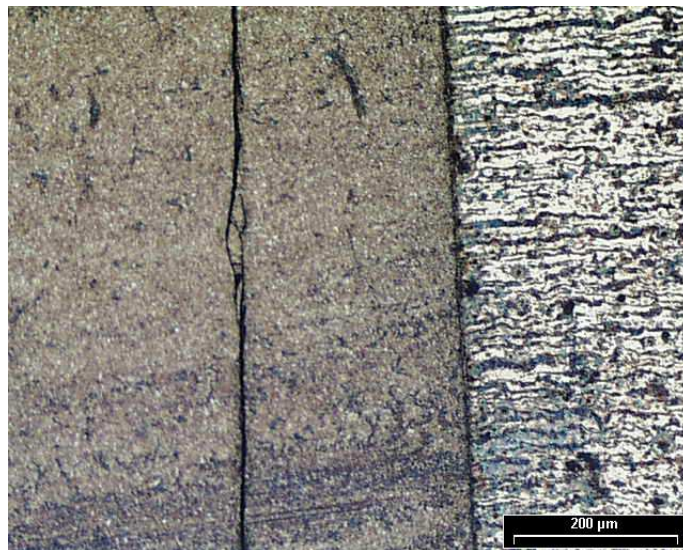


Figura 63: Fissura junto à interface, ampliação 10x

Tabela 12: Estado final dos provetes soldados a WC-6%Co obtidos no ensaio 1

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Estado
acmd6 1	1	aço	WC-6%Co	unido e partido
acmd6 1	2	aço	WC-6%Co	unido
acmd612 1	1	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd6 2	1	aço	WC-6%Co	unido e partido
acmd6 2	2	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd612 2	1	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd6 3	1	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd6 3	2	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd612 3	1	aço	WC-6%Co	unido com fissura

Tabela 13: Estado final dos provetes soldados a WC-12%Co obtidos no ensaio 1

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Estado
acmd12 1	1	aço	WC-12%Co	unido com fissura
acmd12 1	2	aço	WC-12%Co	unido com fissura
acmd612 1	1	aço	WC-12%Co	unido
acmd12 2	1	aço	WC-12%Co	unido
acmd12 2	2	aço	WC-12%Co	unido
acmd612 2	1	aço	WC-12%Co	unido
acmd12 3	1	aço	WC-12%Co	unido e partido
acmd12 3	2	aço	WC-12%Co	unido
acmd612 3	1	aço	WC-12%Co	unido

Verifica-se que existe uma menor incidência de soldaduras quebradas quando o aço é unido ao WC-12%Co.

3.4.4 Ensaio 2

Tendo em conta que os resultados obtidos nos provetes soldados se deveram, provavelmente, às elevadas tensões térmicas geradas (conduzindo à ruptura do material pelo metal duro) neste tipo de geometria, foi decidido experimentar um novo ciclo de temperatura, mantendo o ciclo de pressão. A grande diferença deste ciclo de temperatura consiste num estágio de 30 minutos a 450°C de modo a ser obtida uma maior uniformização das tensões e numa fase de arrefecimento muito mais lenta (Figura 64). O estágio de temperatura foi ainda realizado à temperatura mais baixa dos primeiros ensaios, 825°C.

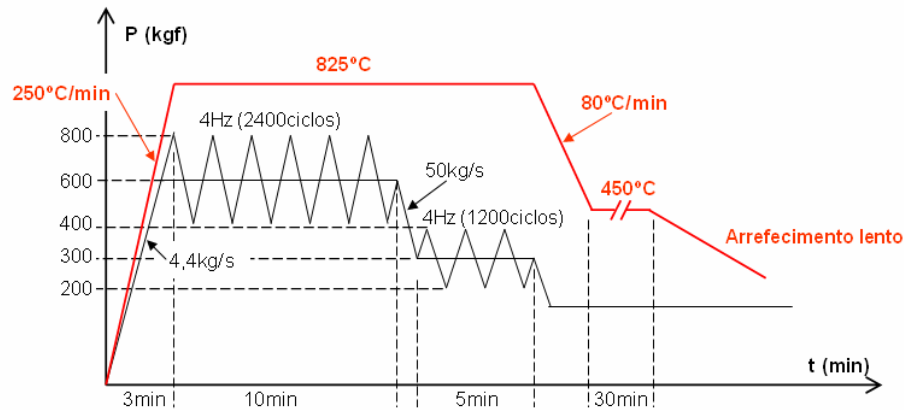


Figura 64: Ciclo de pressão e temperatura do ensaio 2

Tabela 14: Combinações de pressão e temperatura do ensaio 2

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Temperatura (°C)	Pressão (b)
acmd6 4	1	aço	WC-6%Co	825	2
acmd6 4	2	aço	WC-6%Co	825	2
acmd12 4	1	aço	WC-12%Co	825	2
acmd12 4	2	aço	WC-12%Co	825	2

(b) De acordo com o gráfico da Figura 64

Com este novo ciclo de pressão verificou-se igualmente que os provetes romperam ou apresentaram fissuras (Tabela 15)

Tabela 15: Estado final dos provetes obtidos no ensaio 2

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Estado
acmd6 4	1	aço	WC-6%Co	unido e partido
acmd6 4	2	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd12 4	1	aço	WC-12%Co	unido e partido
acmd12 4	2	aço	WC-12%Co	unido e partido

Verificou-se que, mesmo com a introdução de um estágio de uniformização de temperatura e um arrefecimento lento, as soldaduras partiram igualmente.

3.4.5 Ensaio 3

Tendo em conta que estes resultados continuaram a ser insatisfatórios foi decidido utilizar um novo ciclo de pressão, pressão mais baixa e ciclo dinâmico com menor amplitude ($500\text{kgf} \pm 100\text{kgf}$) (Figura 65). Foram escolhidas ainda duas temperaturas mais baixas (775 e 800°C) para verificar se diminuindo a temperatura, diminuía as tensões térmicas. As combinações são apresentadas na Tabela 16.

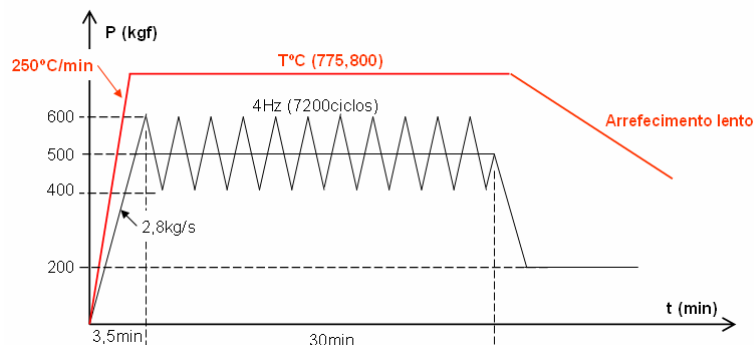


Figura 65: Ciclo de pressão e temperatura do ensaio 3

Tabela 16: Combinações de pressão e temperatura do ensaio 3

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Temperatura (°C)	Pressão (c)
acmd6 5	1	aço	WC-6%Co	775	3
acmd6 5	2	aço	WC-6%Co	775	3
acmd12 5	1	aço	WC-12%Co	800	3
acmd12 5	2	aço	WC-12%Co	800	3

(c) De acordo com o gráfico da Figura 65

Verificou-se igualmente (Tabela 17) que os provetes apresentaram fissuras mas apenas um quebrou totalmente, contudo não se pode afirmar que este ciclo provou uma diminuição da geração de tensões térmicas.

Tabela 17: Estado final dos provetes obtidos no ensaio 3

Nome amostra	Provete	Material 1	Material 2	Estado
acmd6 5	1	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd6 5	2	aço	WC-6%Co	unido com fissura
acmd12 5	1	aço	WC-12%Co	unido e partido
acmd12 5	2	aço	WC-12%Co	unido com fissura

3.5 Trabalho experimental realizado na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

3.5.1 Introdução

Após a realização dos ensaios em Madrid e dos problemas surgidos na união directa de metal duro a aço foram realizados alguns ensaios prévios utilizando intercalares de cobre em juntas com sobreposição. As soldaduras realizadas no LET no DEMEGI da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto foram realizadas utilizando apenas cargas estáticas devido às limitações do equipamento. A utilização de cargas estáticas em vez de dinâmicas reflecte-se apenas no tempo de soldadura que deverá ser mais longo. Os ensaios foram realizados utilizando igualmente os dois tipos de metais duros (WC-6%Co e WC-12%Co).

3.5.2 Configuração das soldaduras

A geometria escolhida para a realização dos ensaios com camada intermédia de cobre foi a *overlap* devido à simplicidade da sua preparação, não necessitando de suportes auxiliares. Pretendia-se avaliar também o efeito da geometria na fissuração dos provetes utilizada nos ensaios realizados na Universidad de Complutense de Madrid.

As soldaduras foram realizadas com uma sobreposição de 10mm (Figura 66 e Figura 67), sendo a espessura das camadas intermédias de cobre utilizadas de 0,03mm, 0,06mm e 0,1mm.

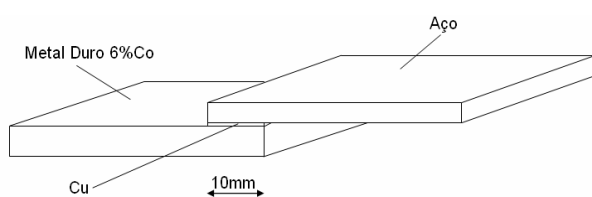


Figura 66: Esquema do posicionamento dos materiais (metal duro 6%, aço e intermediário Cu)

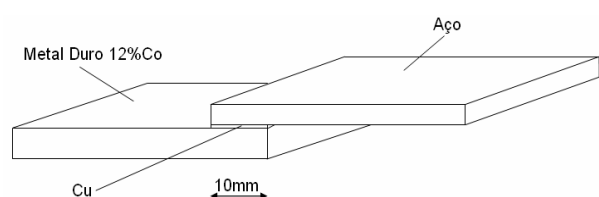


Figura 67: Esquema do posicionamento dos materiais (metal duro 12%, aço e intermediário Cu)

3.5.3 Ensaio prévio

Na selecção das temperaturas foi necessário ter em consideração as limitações do equipamento e o ponto de fusão do cobre (cerca de 1085°C) tendo sido os ensaios realizados a 850°C e 900°C .

A pressão aplicada foi calculada considerando os valores utilizados nas soldaduras realizadas em Madrid, tendo sido escolhida a pressão máxima aplicada nos ciclos de carga dinâmica em Madrid, 64MPa para o primeiro ensaio.

Assim para a primeira soldadura, S1, a pressão aplicada foi de 64MPa . Em função da área de soldadura, ($\text{Área}=10 \times 20 \Rightarrow \text{Área}=200\text{mm}^2$) obtém-se uma força de 12800N .

A pressão foi aplicada a uma velocidade de 256N/min (durante 50min) até atingir os 12800N .

A soldadura foi realizada a 900°C (estágio de 40+5min), aquecendo em 45min para promover uma uniformização da temperatura nos materiais. O arrefecimento foi feito à velocidade do forno.

Os ciclos de pressão e temperatura foram aplicados de acordo com o esquema Figura 68.

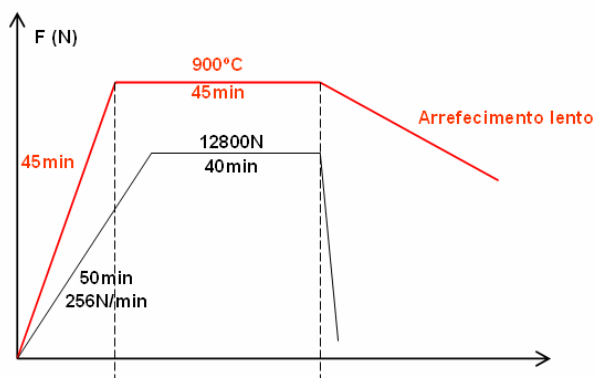


Figura 68: Ciclo de pressão e temperatura da soldadura S1

As superfícies dos provetes foram soldadas no estado fornecido, não tendo sido realizado nenhum polimento superficial pois o seu estado rectificado, já fornecido, possui uma rugosidade média de cerca de $4\mu\text{m}$ (Figura 69 e Figura 70). As superfícies foram apenas limpas com acetona e em banho de ultra sons. No caso das camadas de cobre, estas foram polidas com uma lixa fina para ser eliminado um revestimento fino superficial. As camadas intermédias de cobre foram igualmente limpas com acetona e em banho de ultra sons. No primeiro ensaio foi utilizada uma camada de cobre de $0,03\text{mm}$ de espessura.

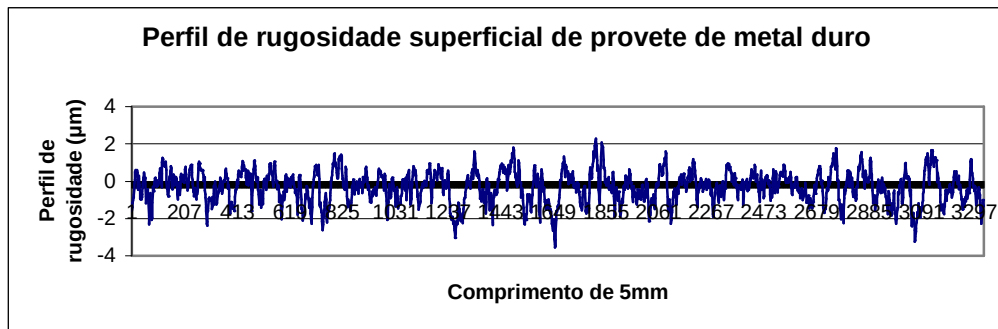


Figura 69: Exemplo do perfil de rugosidade de um provete de metal duro WC-6%Co

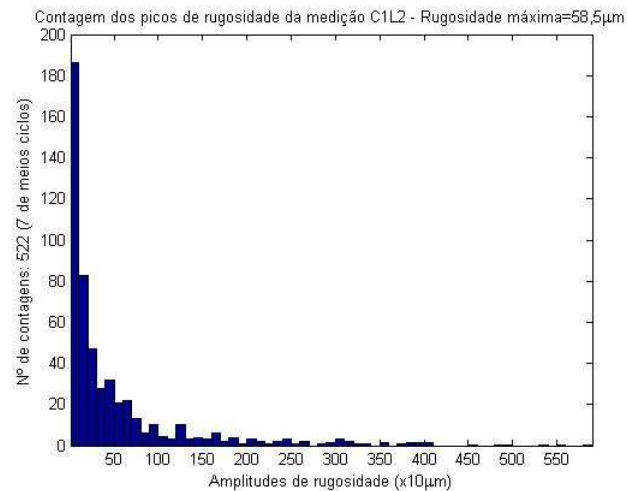


Figura 70: Exemplo de contagem dos picos de rugosidade (escala de 1µm)

Verificou-se que o metal duro quebrou na zona onde termina a apoio sobre o aço (Figura 71). O tipo de ruptura não é no entanto semelhante ao tipo de rupturas que ocorreram nas experiências realizadas anteriormente, quando o metal duro foi soldado directamente ao aço. A união aparenta estar perfeitamente soldada, não sendo visível o início da ruptura na zona de união dos materiais. A ruptura do material parece dever-se à carga aplicada.



Figura 71: Soldadura S1 partida

Referência	Metal duro	Espessura Cu (mm)	Temperatura	Estado
S1	12%	0,03	900	Soldadura partida Excesso de pressão

3.5.4 Ensaio de soldadura em juntas sobrepostas (*overlap*) com camada intermédia de cobre

Nos ensaios seguintes foram utilizados níveis de pressão mais baixos, tendo-se usado a pressão média dos ciclos de carga dinâmica utilizados nas soldaduras topo a topo.

Assim, para uma pressão de 48MPa obtém-se uma força de 9600N, sendo aplicada a uma velocidade de 192N/min e com um estágio de 40min. Os provetes foram aquecidos durante 45min até uma temperatura de 850°C ou 900°C (estágio 40+5min).

Os ciclos de temperatura e pressão encontram-se na Figura 72 e Figura 73.

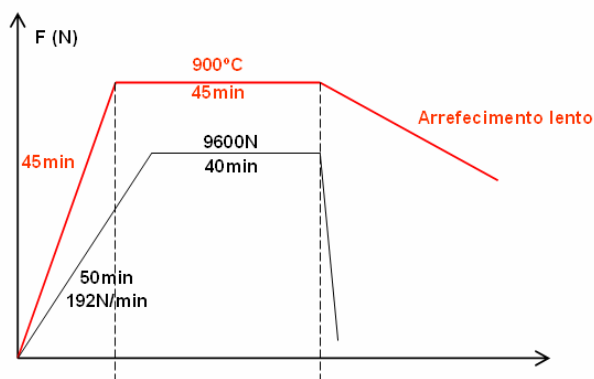


Figura 72 Ciclo de pressão e temperatura da soldadura para soldaduras realizadas a 900°C

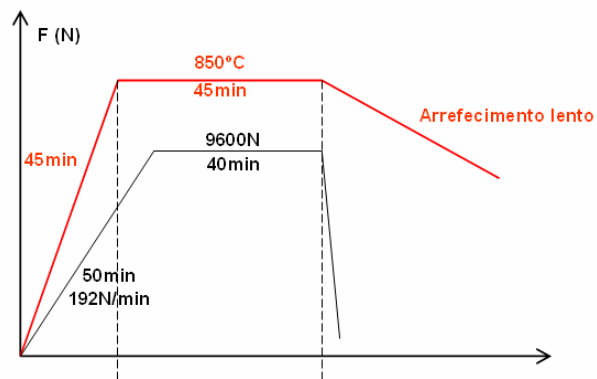


Figura 73: Ciclo de pressão e temperatura da soldadura para soldaduras realizadas a 850°C

Na Tabela 18 é apresentada a combinação dos ensaios de soldadura realizados, usando três espessuras de camada intermédia de cobre (0,03mm, 0,06mm e 0,1mm).

Tabela 18: Ensaio soldadura por difusão com camada intermédia de cobre

Referência	Metal duro	Espessura Cu (mm)	Temperatura	Estado
S2	WC-12%Co	0,06	900	OK
S3	WC-12%Co	0,1	900	OK
S4	WC-6%Co	0,06	900	OK
S5	WC-12%Co	0,06	850	OK
S6	WC-12%Co	0,1	850	OK
S7	WC-6%Co	0,06	850	OK
S8	WC-6%Co	0,03	850	OK
S9	WC-12%Co	0,03	900	OK

Nas oito combinações realizadas verificou-se que os provetes não quebraram nem fissuraram, sendo apresentadas imagens de um provete após soldadura na Figura 74 a Figura 76.

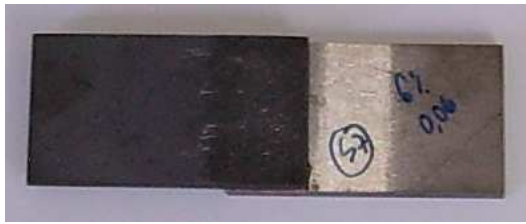


Figura 74: Vista de cima da soldadura S7



Figura 75: Vista lateral da soldadura S7

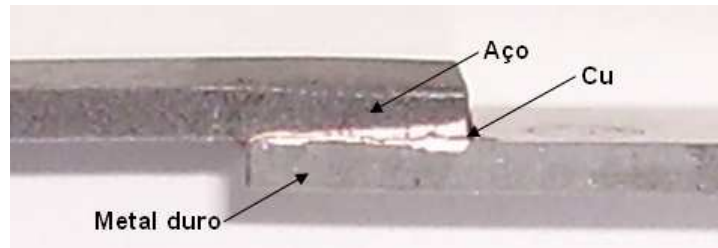


Figura 76: Pormenor da união da soldadura S7

3.5.5 Preparação das superfícies

Após a realização das soldaduras, para ser possível analisar a qualidade das uniões através de microscopia óptica e electrónica, foi necessário cortar transversalmente os provetes soldados. As soldaduras foram cortadas por electro-erosão por fio. O acabamento superficial obtido após o corte por este processo é bastante bom mas foi ainda necessário polir as uniões com lixas de #800 e panos de diamante de 6 μ m, 3 μ m e 1 μ m devido à elevada dureza dos metais duros.

3.6 Resultados e discussão

Foram realizados diversos ensaios dinâmicos de soldadura na Universidad de Complutense de Madrid tentando unir directamente metal duro a aço, através das faces laterais dos provetes (soldaduras topo a topo) utilizando pressões de $48 \pm 16 \text{ MPa}$ a temperaturas entre os 825°C e os 875°C . Na maioria dos casos não foram obtidos resultados com sucesso, sendo obtidas uniões partidas ou fissuradas. Foram tentadas soldaduras utilizando um estágio a 450°C durante 30 minutos de modo a haver uma uniformização das tensões mas foram obtidos igualmente resultados sem sucesso. Foram ainda realizados ensaios a pressões inferiores de $40 \pm 8 \text{ MPa}$ e a temperaturas mais baixas na ordem dos 775°C - 800°C igualmente sem sucesso. Assim, não foi possível unir directamente metal duro a aço como pretendido.

Foram realizados ensaios preliminares de soldaduras entre metais duros mas devido às limitações dos equipamentos utilizados não foi possível utilizar temperaturas superiores a 900°C não sendo assim promovida a união dos dois materiais.

Na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto foram realizadas uniões entre metal duro e aço, utilizando uma camada intermédia de cobre com espessuras de 0,03mm, 0,06mm e 0,1mm. Foi utilizada uma geometria com sobreposição (*overlap*) de modo a facilitar a realização dos ensaios. Devido às limitações do equipamento, foram apenas realizados ensaios com ciclos estáticos de pressão utilizando os valores de referência dos ensaios realizados na Universidad de Complutense e foram utilizadas temperaturas de 850°C e 900°C . Devido à utilização de ciclos de pressão estáticos, os ciclos de soldadura utilizados tiveram de ter uma maior duração.

Em todos os ensaios realizados, foram obtidas uniões de boa qualidade, havendo continuidade de material. Seria interessante no futuro a realização de soldaduras utilizando outros intercalares de outros materiais.

A realização de ensaios mecânicos para ambas as geometrias ficou limitada. No caso das soldaduras topo a topo não foi possível realizar os ensaios de flexão previstos pois as uniões realizadas com sucesso quebraram durante o corte por electro-erosão, para a realização de provetes segundo a norma EN 843-1. No caso das soldaduras de sobreposição, devido à elevada dureza do metal duro, a realização de ensaios experimentais de tracção ficou limitada pela dificuldade de fixação dos provetes às amarras do equipamento de tracção. Foram feitas algumas experiências utilizando chapas de aço coladas ao metal duro através de adesivo estrutural mas igualmente sem sucesso devido ao escorregamento do aço em

relação ao metal duro devido à resistência do adesivo utilizado que não ter sido capaz de suportar a força exercida pelo metal duro.

De seguida, é apresentada uma análise às uniões foram através da apresentação de imagens obtidas por microscopia óptica, a várias ampliações, e microscopia electrónica de varrimento (SEM). Foi ainda medida a espessura final da camada de cobre e a dureza dos materiais na zona da união.

3.6.1 Análise microscópica das soldaduras

Na Figura 77 observa-se uma união WC-12%Co-Cu-aço realizada a 900°C. A espessura de 0,06mm foi obtida colocando duas camadas de 0,03mm sendo essa união perceptível. A espessura final de cobre é de cerca de 57,5µm.

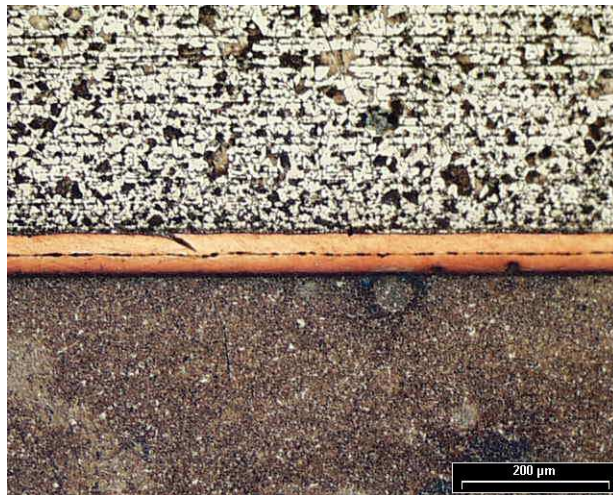


Figura 77: Microscopia óptica soldadura S2, ampliação 10x

Na Figura 78 observa-se a união WC-12%Co-Cu-aço realizada a 900°C. É visível uma união perfeita nos materiais. A espessura final de cobre é de cerca de 92,5µm. Na Figura 79 e Figura 80 observa-se o pormenor da união Cu-Aço sendo visível a interacção entre os dois materiais.

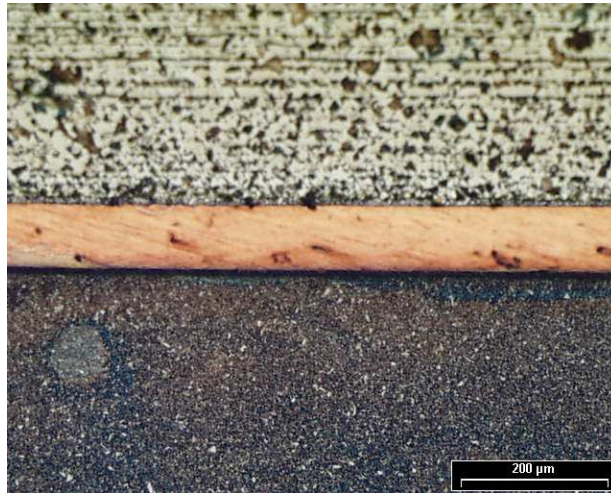


Figura 78: Microscopia óptica soldadura S3, ampliação 10x

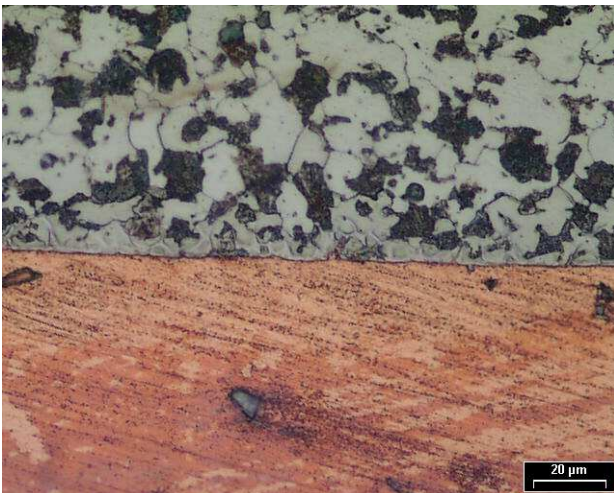


Figura 79: Microscopia óptica soldadura S3, ampliação 50x



Figura 80: Microscopia óptica soldadura S3, ampliação 100x

Na Figura 81 observa-se a união WC-6%Co-Cu-aço realizada a 900°C. Nesta junta não se observa a união das duas camadas de cobre, sendo a espessura final de 55μm. Na união cobre-WC-Co é observável uma linha escura. Esta linha é formada durante o polimento da amostra devido à acumulação de partículas duras, provenientes do metal duro, originando maior desgaste no cobre tornando-se numa zona mais funda.



Figura 81: Microscopia óptica soldadura S4, ampliação 20x

Na Figura 82 observa-se a união WC-12%Co-Cu-aço realizada a 850°C. É visível uma união perfeita nos materiais. Na Figura 83 observa-se o pormenor da união Cu-aço sendo visível a interacção entre os dois materiais.



Figura 82: Microscopia óptica soldadura S6, ampliação 20x

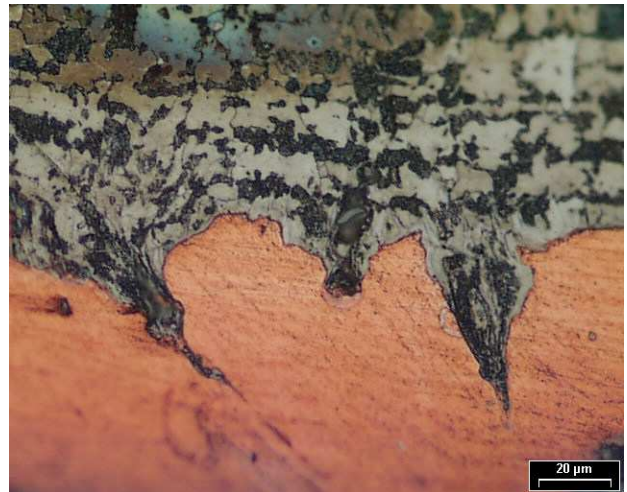


Figura 83: Microscopia óptica soldadura S6, ampliação 50x

Na Figura 84 observa-se uma microscopia SEM da soldadura S6 onde são bem visíveis os três materiais e a interacção entre o aço e o cobre, observando-se ainda alguns pontos mais escuros correspondentes a impurezas alojadas durante o polimento.

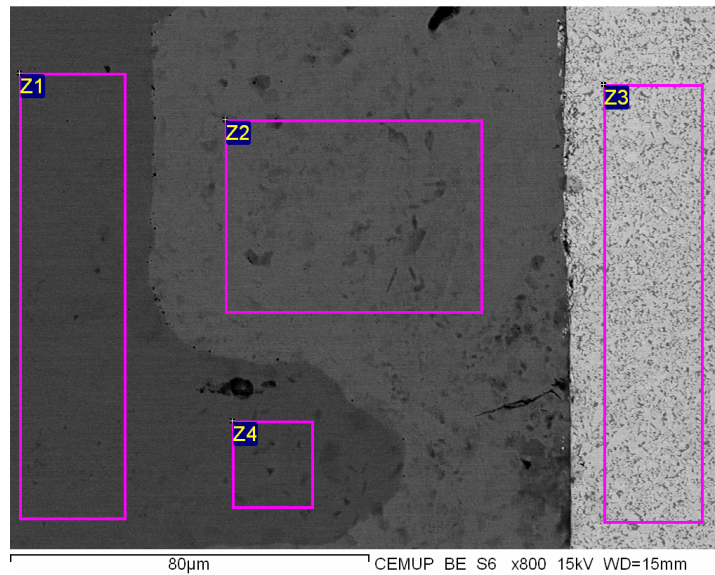


Figura 84: Microscopia SEM soldadura S6, ampliação 800x

Na Tabela 19 é apresentada a análise quantitativa aos constituintes da união correspondentes às áreas assinaladas na Figura 84.

Tabela 19: Constituintes da união S6

	Z1	Z2	Z3	Z4
Mn (%)	1,40	0,04	0,04	1,28
Fe (%)	97,17	0,02	0,20	97,24
Co (%)	0,37	0,17	10,89	0,06
Cu (%)	0,44	99,38	0,03	1,25
W (%)	0,62	0,34	88,84	0,17

Na Figura 85 e Figura 86 observam-se pormenores da união aço-cobre e cobre-WC-12%Co, respectivamente, sendo a sua análise quantitativa apresentada sob forma gráfica na Figura 87 e Figura 88. Observa-se claramente um decréscimo da concentração dos materiais na zona junto à interface e o aparecimento de concentração do material adjacente também na proximidade da interface.

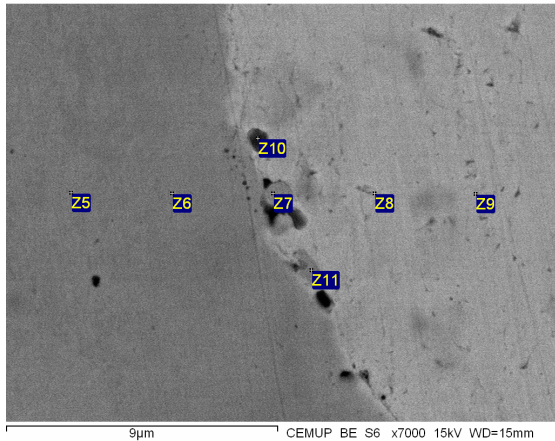


Figura 85: Microscopia SEM soldadura S6, ampliação 7000x
– pormenor união Aço-Cu

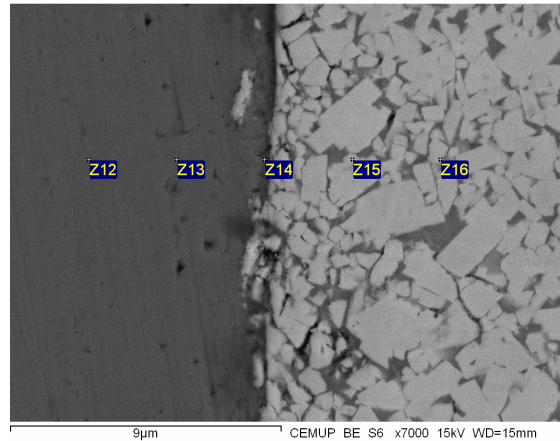


Figura 86: Microscopia SEM soldadura S6, ampliação 7000x
– pormenor união Cu-WC-Co

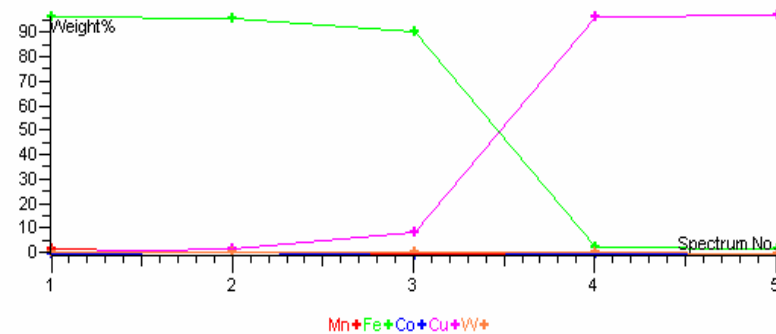


Figura 87: Análise quantitativa da soldadura S6 (união Aço-Cu)

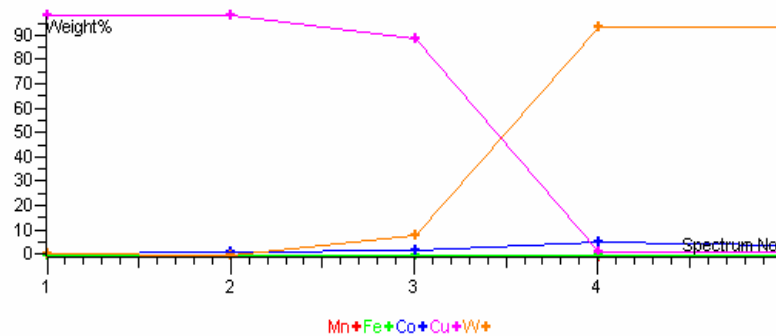


Figura 88: Análise quantitativa da soldadura S6 (união Cu-WC-Co)

Na Figura 89 e Figura 90 observam-se os espectros dos pontos Z10 e Z11, respectivamente assinalados na Figura 85. Verifica-se que o espectro Z10, ponto escuro na figura, é constituído essencialmente por cobre (90,5% Cu), algum ferro (6,5% Fe) e uma quantidade residual de tungsténio (2,8% W). O ponto Z11, de cor clara, é constituído maioritariamente por ferro (88,2% Fe) e algum cobre (11,6% Cu).

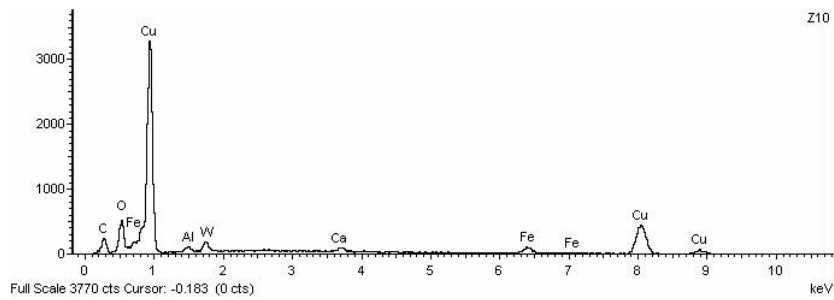


Figura 89: Espectro z10 da soldadura S6

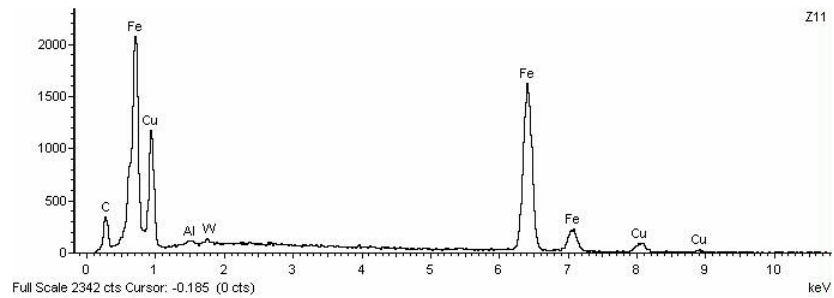


Figura 90: Espectro z11 da soldadura S6

Na Figura 91 observa-se a união aço-Cu-WC-6%Co realizada a 850°C. É visível a união perfeita dos materiais embora nas zonas da interface se apresente mais escura devido ao alojamento de partículas durante o polimento.

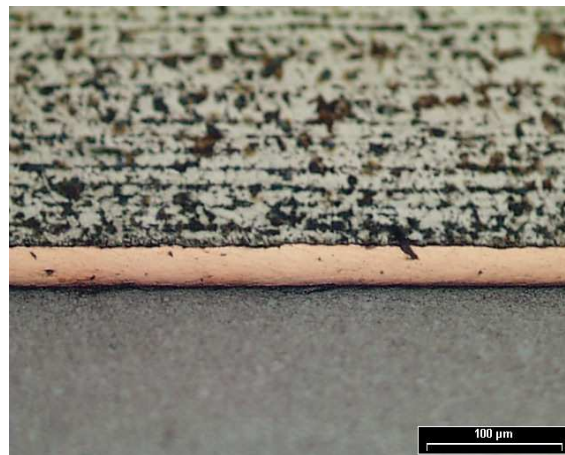


Figura 91: Microscopia óptica soldadura S8, ampliação 20x

Na Figura 92 e Figura 93 observam-se pormenores da união aço-cobre e cobre-WC-6%Co, respectivamente, sendo a sua análise quantitativa apresentada sob forma gráfica na Figura 94 e Figura 95. Observa-se claramente um decréscimo da concentração do cobre na aproximação da interface com o aço verificando-se um aumento da concentração de ferro na camada intermédia nessa mesma zona. Em relação ao ponto Z13 verifica-se que a sua concentração é semelhante à concentração do WC-6%

enquanto que o ponto Z14 se encontra maioritariamente no cobalto justificando-se assim a diminuição da concentração de tungsténio e aumento da concentração de cobalto para valores próximos de 25%.

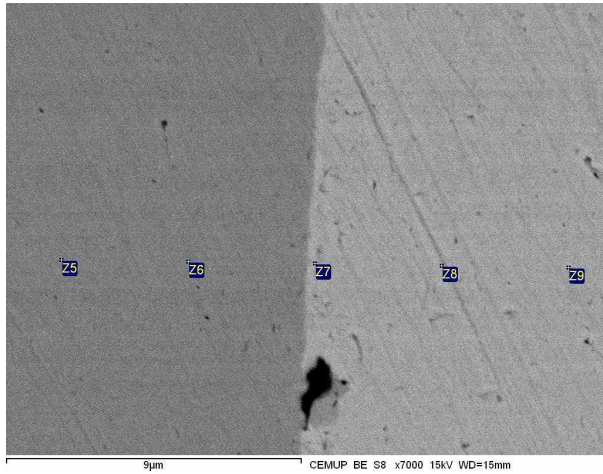


Figura 92: Microscopia SEM soldadura S8, ampliação 7000x
– pormenor união Aço-Cu

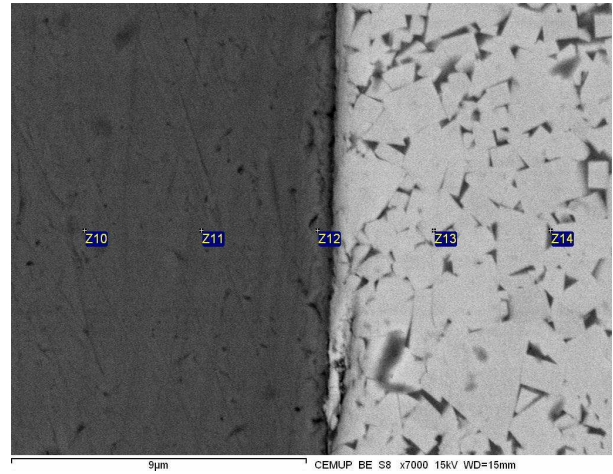


Figura 93: Microscopia SEM soldadura S8, ampliação 7000x
– pormenor união Cu-WC-6%Co

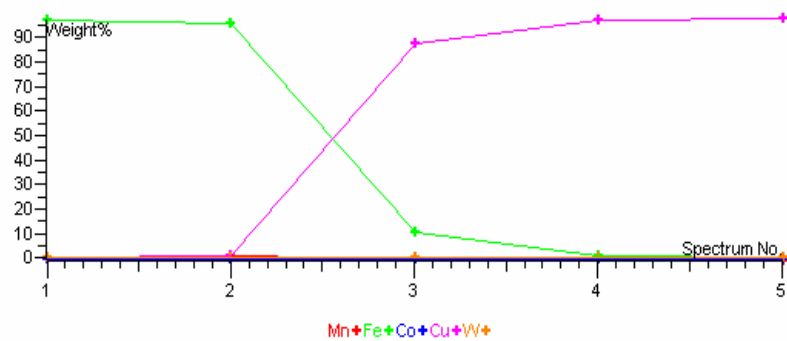


Figura 94: Análise quantitativa da soldadura S8 (união Aço-Cu)

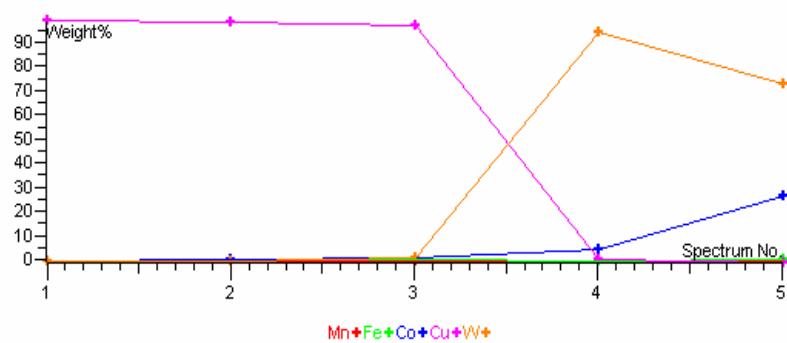


Figura 95: Análise quantitativa da soldadura S8 (união Cu-WC-Co)

Na Figura 96 observa-se a união WC-12%Co-Cu-aço realizada a 900°C. Na Figura 97 observa-se um pormenor da união entre os materiais, sendo que, o metal duro aparece desfocado, pois o difícil polimento

dos materiais, devido à sua grande diferença de dureza, não permite que se obtenha as três superfícies à mesma altura.

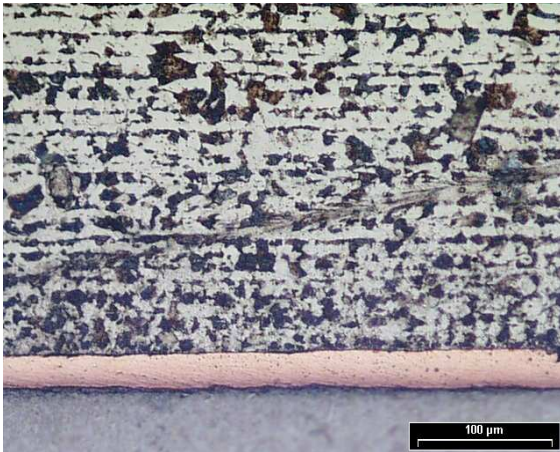


Figura 96: Microscopia óptica soldadura S9, ampliação 20x

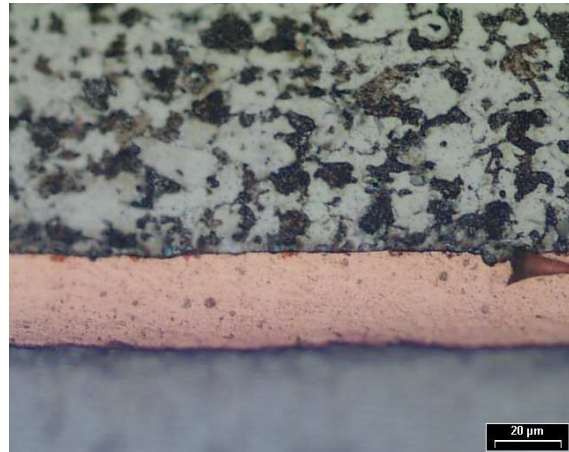


Figura 97: Microscopia óptica soldadura S9, ampliação 50x

Na Figura 98 observa-se uma microscopia SEM da soldadura S9 onde são bem visíveis os três materiais e a interacção entre o aço e o cobre.

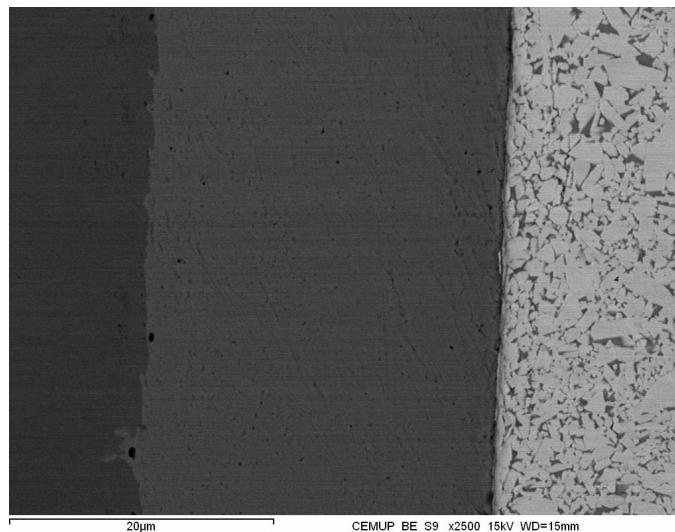


Figura 98: Microscopia SEM soldadura S9, ampliação 2500x

Na Figura 99 e Figura 100 observam-se pormenores da união aço-cobre e cobre-WC-12%Co, respectivamente, sendo a sua análise quantitativa apresentada sob forma gráfica na Figura 101 e Figura 102. No ponto Z12, localizado na zona da interface cobre-WC-12%Co Observa-se claramente a composição do metal duro e a diminuição da presença de cobalto.

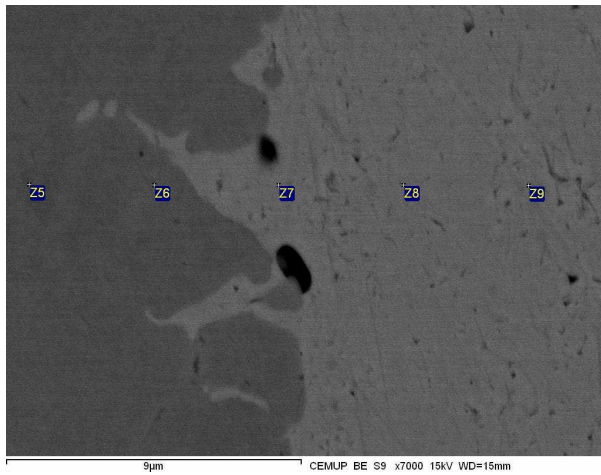


Figura 99: Microscopia SEM soldadura S9, ampliação 7000x
– pormenor união Aço-Cu

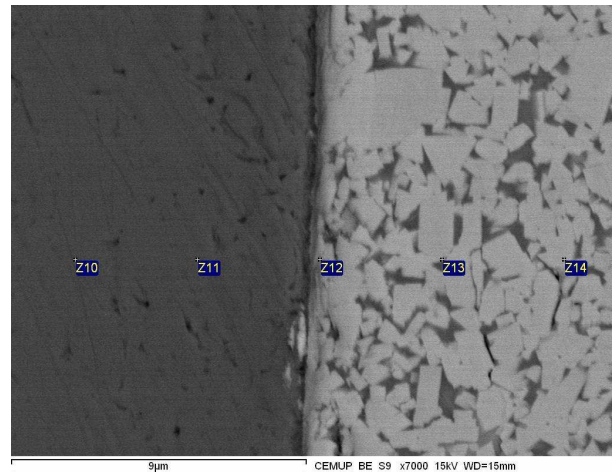


Figura 100: Microscopia SEM soldadura S9, ampliação 7000x
– pormenor união Cu-WC-Co

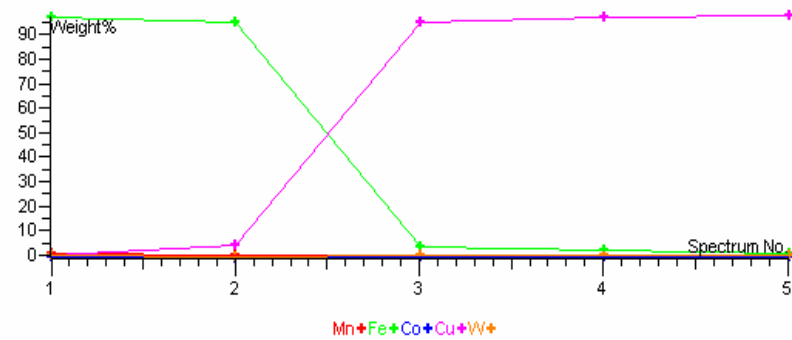


Figura 101: Análise quantitativa da soldadura S9 (união Aço-Cu)

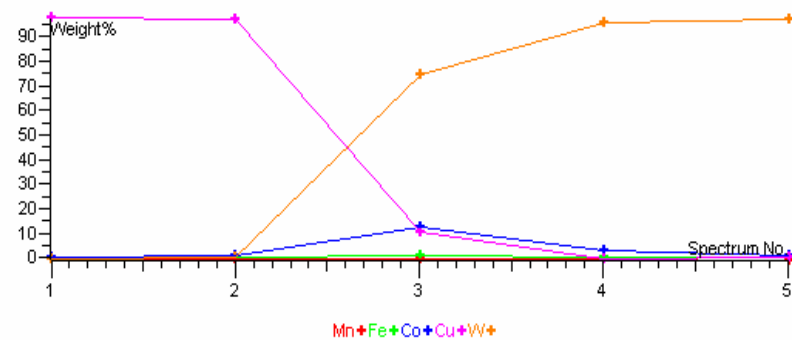


Figura 102: Análise quantitativa da soldadura S9 (união Cu-WC-Co)

3.6.2 Espessura final da camada de cobre

Através das microscopias obtidas foi medida a espessura final da camada de cobre para as várias uniões. Os resultados são apresentados na Tabela 20. Verifica-se que a redução de espessura da camada de cobre é mais significativa na soldadura S6.

Tabela 20: Espessura final da camada de cobre

Referência	Metal duro	Espessura Cu (mm)	Temperatura	Espessura final Cu (mm)	Redução de espessura
S2	WC-12%Co	0,06	900	0,0575	4,17%
S3	WC-12%Co	0,1	900	0,0925	7,50%
S4	WC-6%Co	0,06	900	0,0550	8,33%
S5	WC-12%Co	0,06	850	0,0563	6,17%
S6	WC-12%Co	0,1	850	0,0875	12,50%
S7	WC-6%Co	0,06	850	0,0563	6,17%
S8	WC-6%Co	0,03	850	0,0290	3,33%
S9	WC-12%Co	0,03	900	0,0275	8,33%

Na Figura 103 observa-se a influência da temperatura de soldadura, metal duro utilizado e espessura da camada intermédia de cobre na sua redução de espessura. Verifica-se que a redução de espessura é menor quando utilizada uma camada de cobre de menor espessura, combinada com carboneto de tungsténio com menor teor de cobalto realizada a uma temperatura de soldadura mais baixa. Este resultado é verificado para soldadura S8, realizada a 850°C utilizando uma camada de cobre de 0,03mm de espessura combinada com WC-6%Co, tendo sido obtida uma redução de espessura de apenas 3,33%.

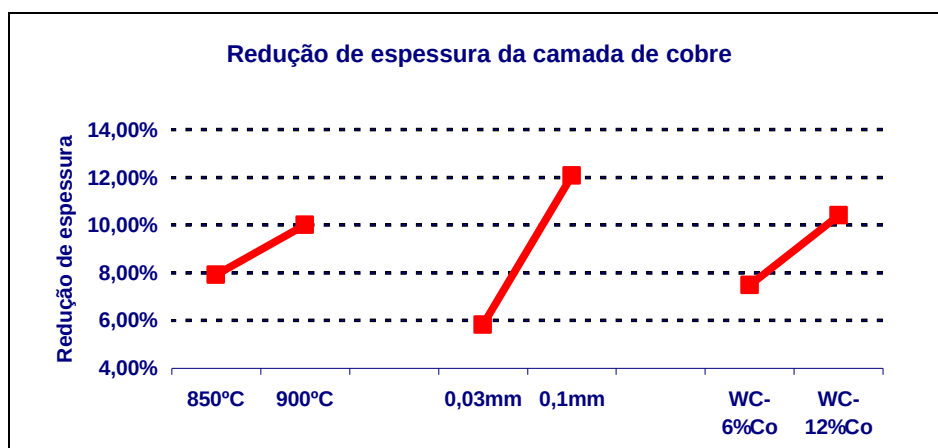


Figura 103: Redução da espessura da camada de cobre em função da temperatura de soldadura, em espessura da camada de cobre e metal duro utilizado

3.6.3 Medição da micro-dureza

A micro-dureza Vickers foi medida em algumas das soldaduras de modo a avaliar a influência das condições de soldadura na dureza dos materiais, principalmente no metal duro. A micro-dureza foi medida nas superfícies, previamente preparadas para análise microscópica, com uma ponta em forma de pirâmide (Figura 104), aplicando uma carga de 40Kp ($\approx 40\text{kg}$).

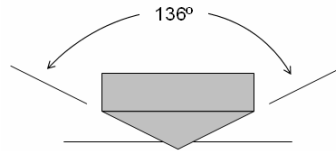


Figura 104: Ponta em forma de pirâmide para medição de dureza

Material de base

Inicialmente foi medida a dureza em vários pontos dos metais duros sem soldadura. Na Figura 105 e Figura 106 observa-se esquematicamente a localização das medições da micro-durezas no WC-6%Co e WC-12%Co, respectivamente.

O metal duro com 6% de Co apresenta uma dureza média de 1278Hv enquanto que o metal duro K40 com 12% de Co apresenta uma dureza média de 1449Hv. Estes valores, da mesma ordem de grandeza dos valores teóricos, diferem dos valores teóricos apresentados na Tabela 21.

É conhecido que o metal duro com menor percentagem de Co apresenta maior dureza, sendo que esta diferença deve-se à pouca uniformidade de propriedades e constituição dos materiais utilizados.

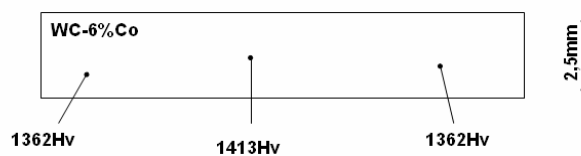


Figura 105: Esquema da medição da micro-dureza no material de base WC-6%Co

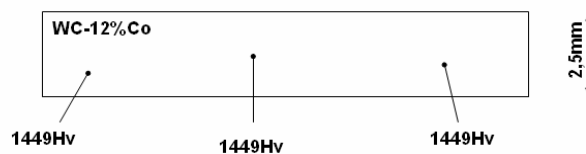


Figura 106: Esquema da medição da micro-dureza no material de base WC-12%Co

Tabela 21: Comparação das durezas medidas com os valores teóricos

Material	Tabelado (Hv)	Medido (Hv)
K10 WC-6%Co	1580	1379
K40 WC-12%Co	1290	1449

O valor de dureza teórico para o aço DIN EN 1083 é de cerca de 400Hv (dados do fornecedor) e para o cobre os valores teóricos são de cerca de 50Hv.

Provete S3

Na Figura 107 é apresentado um esquema da medição de dureza no provete S3. Observa-se uma dureza média de 147 Hv no Aço, uma dureza de 54Hv no Cobre e uma dureza de 1362Hv no WC-12%Co. Em relação ao valor obtido para o material WC-12%Co de base, a dureza após soldadura apresenta valores menores (cerca de 80Hv a menos) e a dureza medida no cobre é semelhante ao valor teórico. O valor obtido para a dureza do aço não possui qualquer relação com o valor teórico.

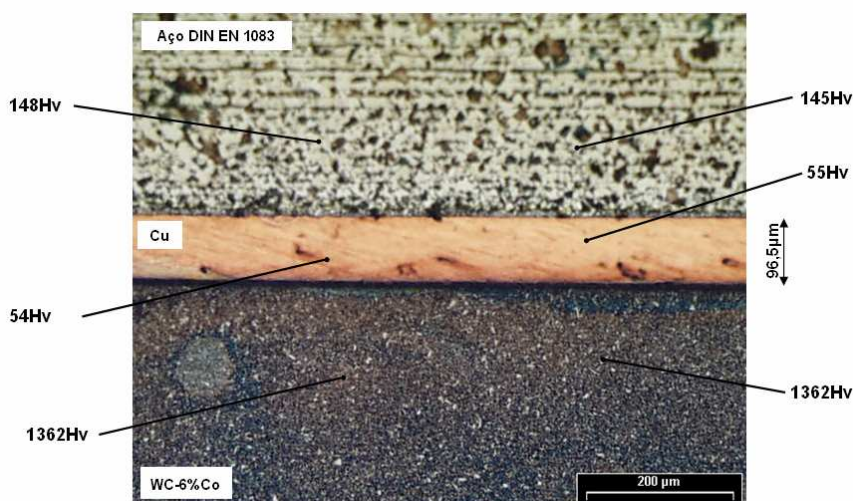


Figura 107: Medição da dureza no provete S3

Provete S6

Na Figura 108 é apresentado um esquema da medição de dureza no provete S6. Observa-se uma dureza média de 160 Hv no Aço, uma dureza de 98Hv no Cobre e uma dureza de 1545Hv no WC-12%Co. O valor obtido para o Cobre é bastante superior ao valor teórico visto que devido à menor espessura da camada de cobre a dureza deste é influenciada pela dureza dos metais próximos. Em relação ao WC-12%Co o valor obtido é semelhante ao obtido no material de base.

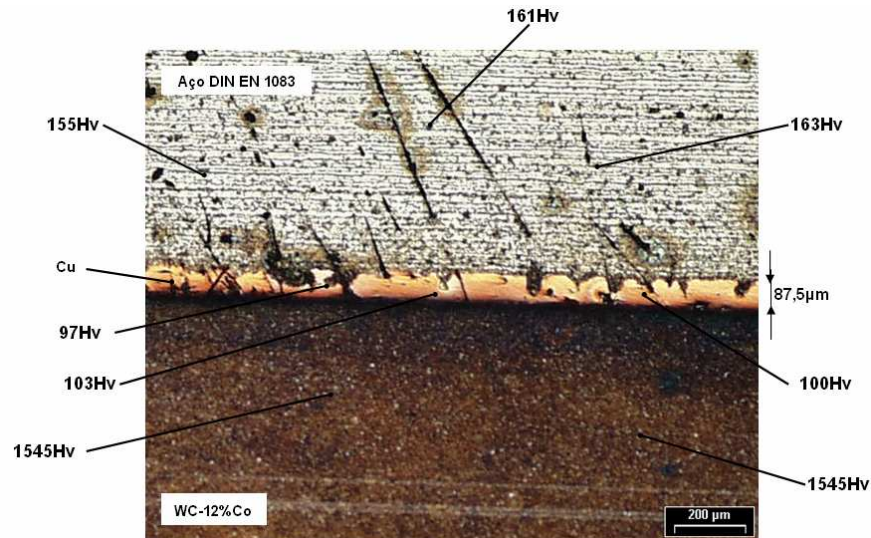


Figura 108: Medição da dureza no provete S6

Provete S8

Na Figura 109 é apresentado um esquema da medição de dureza no provete S8. Observa-se uma dureza média de 169 Hv no Aço, uma dureza de 158Hv no Cobre e uma dureza de 1832Hv no WC-6%Co. O valor obtido para o Cobre é bastante mais elevado do que o valor teórico devido à fina espessura da camada, sendo influenciada pela dureza dos materiais próximos. Em relação ao WC-6%Co o valor obtido difere do obtido para o material de base e é superior ao valor teórico (fonte fornecedor dos materiais). É ainda bastante superior ao valor medido no WC-12%Co nas outras soldaduras.

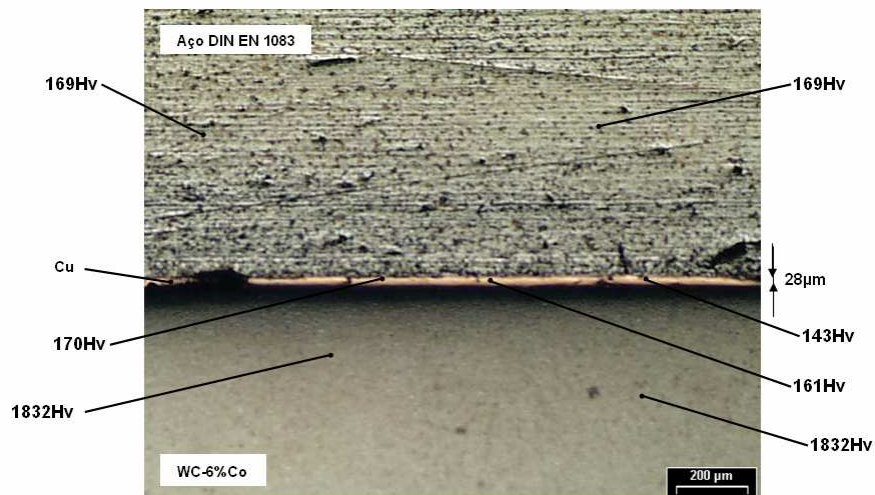


Figura 109: Medição da dureza no provete S8

Provete S9

Na Figura 110 é apresentado um esquema da medição de dureza no provete S9. Observa-se uma dureza média de 140 Hv no Aço, uma dureza de 128Hv no Cobre e uma dureza de 1449Hv no WC-12%Co. O valor obtido para o Cobre é igualmente superior ao valor teórico, havendo influência dos materiais da dureza dos outros materiais. Em relação ao WC-12%Co o valor obtido é semelhante ao obtido no material de base.

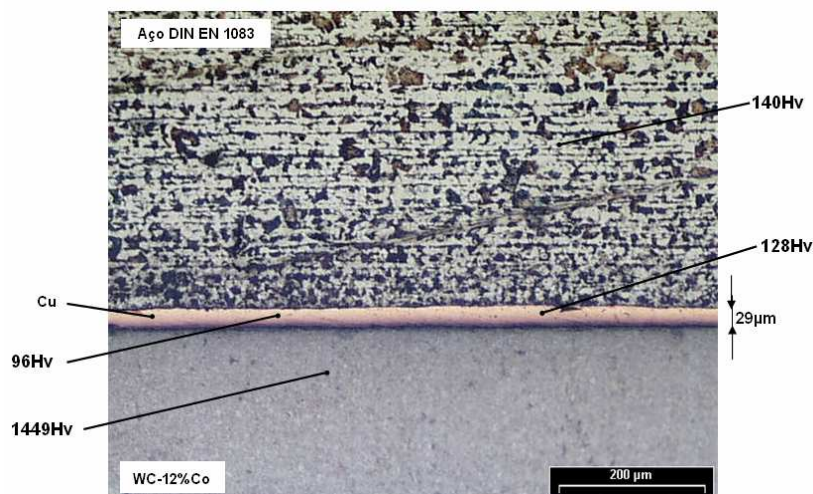


Figura 110: Medição da dureza no provete S9

Na Tabela 22 observam-se os resultados de medição de dureza para as várias condições de soldadura.

Tabela 22: Resultados de medição de dureza

Referência	Condições de soldadura			Dureza (Hv)		
	Metal duro	Espessura Cu (mm)	Temperatura	Aço	Cobre	WC-Co
S3	12%	0,1	900	147	54	1362
S6	12%	0,1	850	160	98	1545
S8	6%	0,03	850	169	158	1832
S9	12%	0,03	900	140	128	1449

Verifica-se uma maior dureza no WC-6%Co do que no WC-12%Co. Aparentemente o WC-12%Co apresenta valores de dureza inferiores para temperaturas de 900°C. No caso do Aço observa-se que para soldaduras a 900°C o valor de dureza é inferior ao obtido a 850°C. Com a diminuição da espessura da camada intermédia a dureza do cobre aumenta, sendo a 900°C a dureza menor do que a 850°C.

4 Modelação Numérica

4.1 Modelação numérica da deformação da rugosidade superficial

4.1.1 Introdução

Considerando o modelo desenvolvido por Hill e Wallach [2], apresentado no capítulo 1.6.3, foi estudada a deformação superficial que acontece durante a fase inicial do processo de soldadura quando as duas superfícies entram em contacto e estão apenas sujeitas a uma pressão (fase inicial do processo). O primeiro modelo desenvolvido considera a existência de um único vazio com forma elíptica e posteriormente apresentada uma geometria com uma sequência de vazios elípticos para simular a continuidade dos vazios na superfície. Foram utilizados vazios com $30\mu\text{m}$ e $70\mu\text{m}$ de largura de canal, ambos com $2\mu\text{m}$ de altura. Todos os modelos foram implementados no software de simulação numérica por elementos finitos, ABAQUS/STANDARD®.

4.1.2 Construção do modelo

Considerando que o alinhamento paralelo das linhas dos picos de rugosidade originam condições de estado plano de deformação foram construídos modelos bidimensionais, permitindo ignorar o comprimento dos canais dos vazios.

Na generalidade, foram construídos modelos compostos por duas geometrias em contacto com um ou mais vazios elípticos formados na sua zona da interface. O material escolhido foi o aço AISI 1045, pela possibilidade de se poder realizar ensaios de soldadura prévios neste material. Foram consideradas as propriedades apresentadas no capítulo 2.5.

Foi definida uma condição de contacto entre as superfícies e as condições de fronteira aplicadas de acordo com as restrições do equipamento de soldadura (Figura 111), tendo sido aplicada pressão suficiente no topo do provete superior de modo a fechar totalmente o vazio

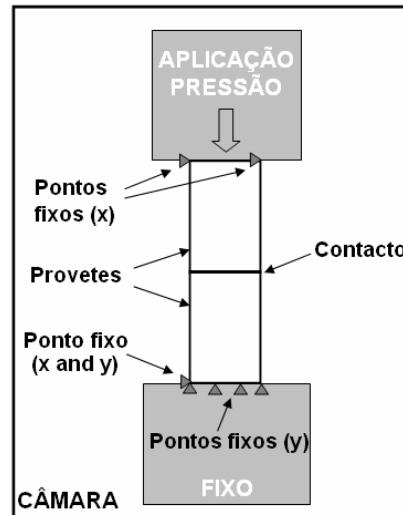


Figura 111: Esquema da câmara de soldadura e respectivas condições de fronteira

A malha foi gerada usando elementos triangulares lineares para estado plano de deformação (CPE3), considerando uma malha mais refinada na zona dos vazios (Figura 112).

Foi criada uma análise estática para o problema e definida a interação entre as duas partes. Foi ainda escolhida uma condição de contacto na união das duas superfícies, sendo a superfície superior considerada a *master* e a inferior a *slave*.

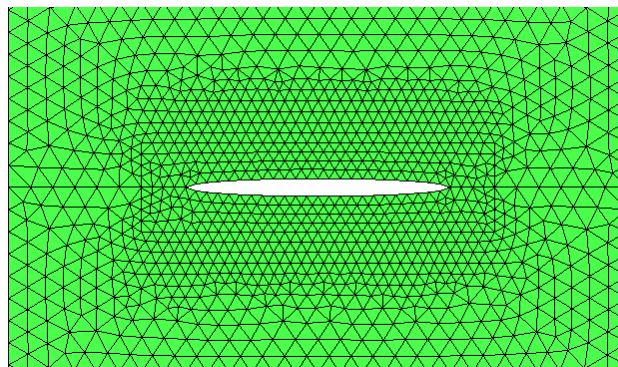


Figura 112: Malha refinada na zona do vazio

4.1.3 Resultados e discussão

A primeira geometria estudada, constituída por um único vazio de $30\mu\text{m}$ de largura e $2\mu\text{m}$ de altura, é apresentada na Figura 113.

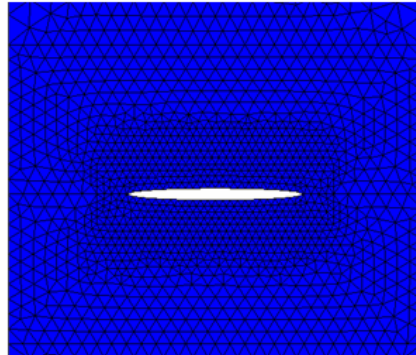


Figura 113: Geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$

Nas figuras seguintes observam-se as tensões de Von-Mises e a deformação plástica efectiva durante a evolução do fecho do vazio ($b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$).

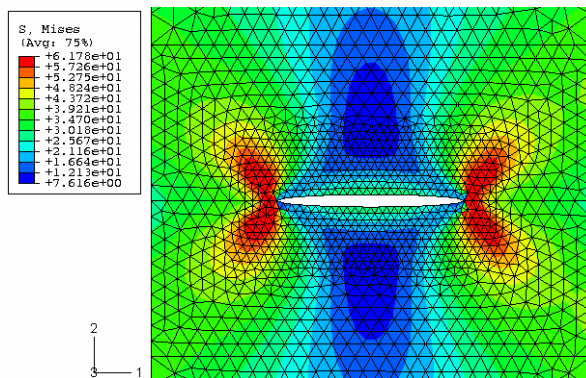


Figura 114: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 20MPa

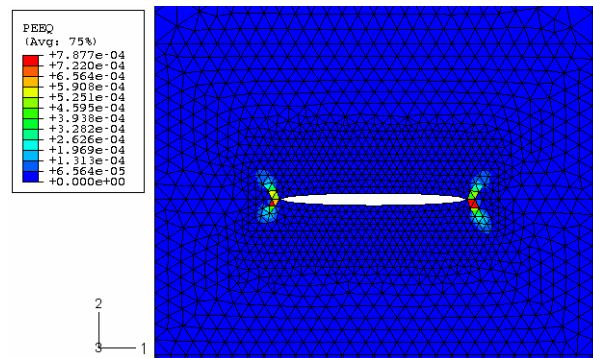


Figura 115: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 20MPa

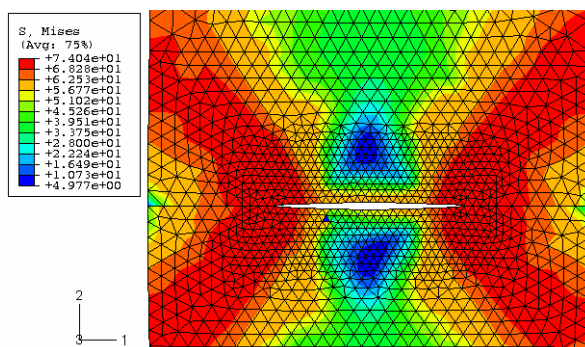


Figura 116: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 29,5MPa

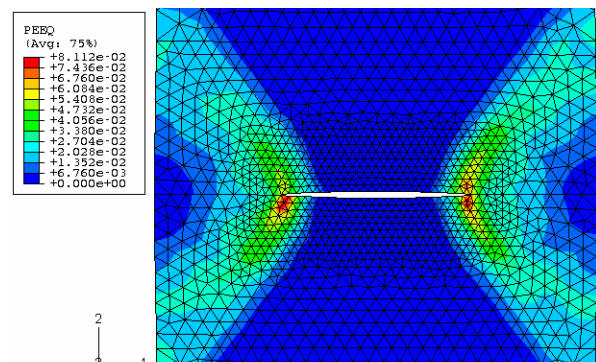


Figura 117: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 29,5MPa

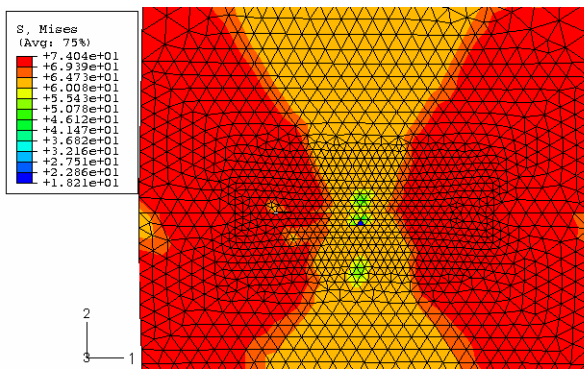


Figura 118: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 35MPa

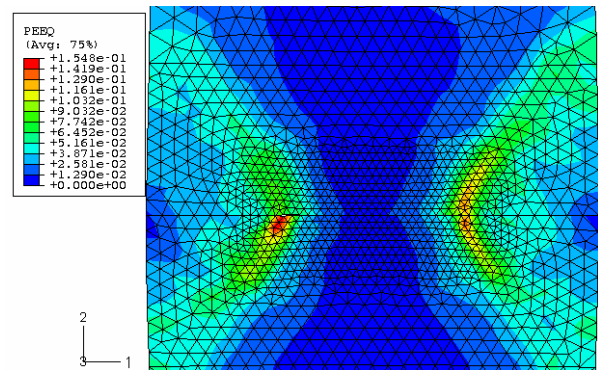


Figura 119: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 35MPa

Na Figura 120 é apresentada a geometria constituída por um único vazio de $70\mu\text{m}$ de largura e $2\mu\text{m}$ de altura.

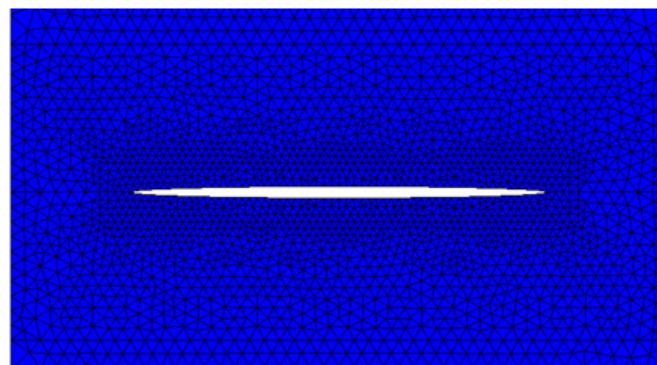


Figura 120: Geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$

Da mesma forma, nas figuras seguintes observam-se as tensões de Von-Mises e a deformação plástica efectiva durante a evolução do fecho do vazio ($b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$).

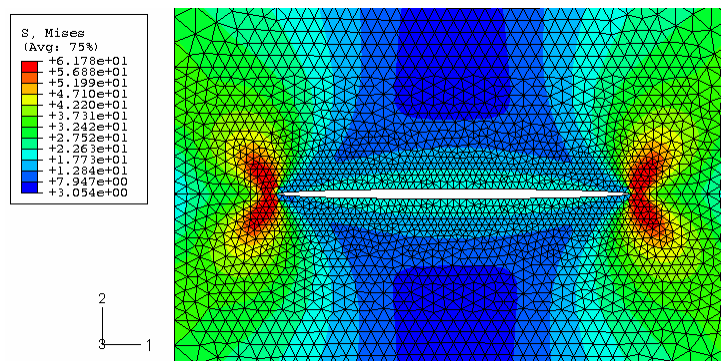


Figura 121: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 14MPa

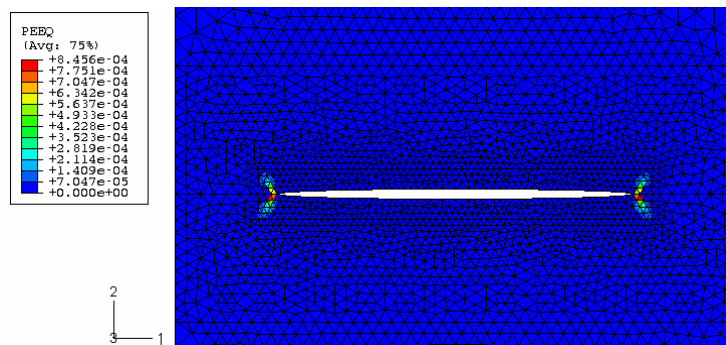


Figura 122: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 14MPa

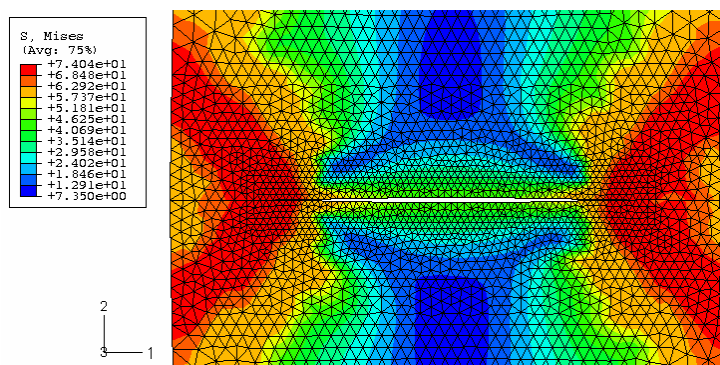


Figura 123: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 22MPa

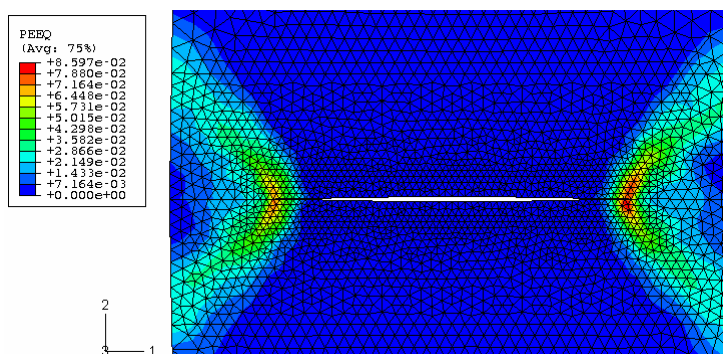


Figura 124: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 22MPa

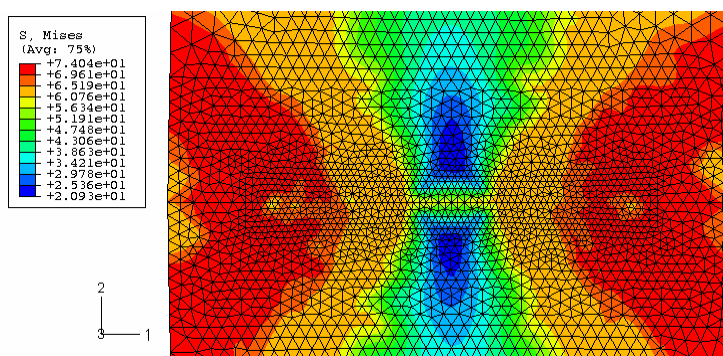


Figura 125: Tensões de Von-Mises geradas na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 31MPa

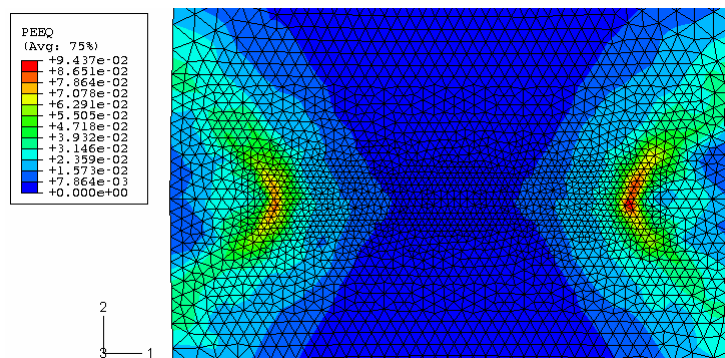


Figura 126: Deformação plástica efectiva gerada na geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, para uma pressão aplicada de 31MPa

De modo a analisar o fecho dos vazios, foi medida a posição de um nó na superfície superior e outro na superfície inferior como apresentado na Figura 127.

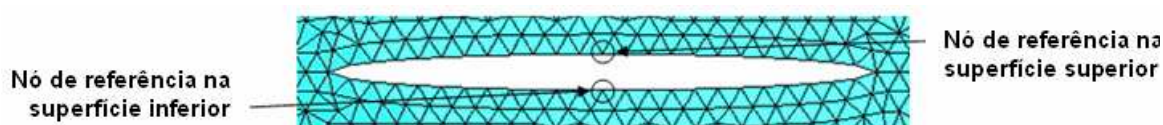


Figura 127: Nós de referência nas superfícies

Na Figura 128 e Figura 129 são apresentados os gráficos com as medições das posições dos nós de referência da superfície superior e inferior em função da pressão aplicada. São ainda assinalados os pontos correspondentes às figuras referentes às tensões de Von-Mises e deformação plástica efectiva, anteriormente apresentadas para cada um dos vazios.

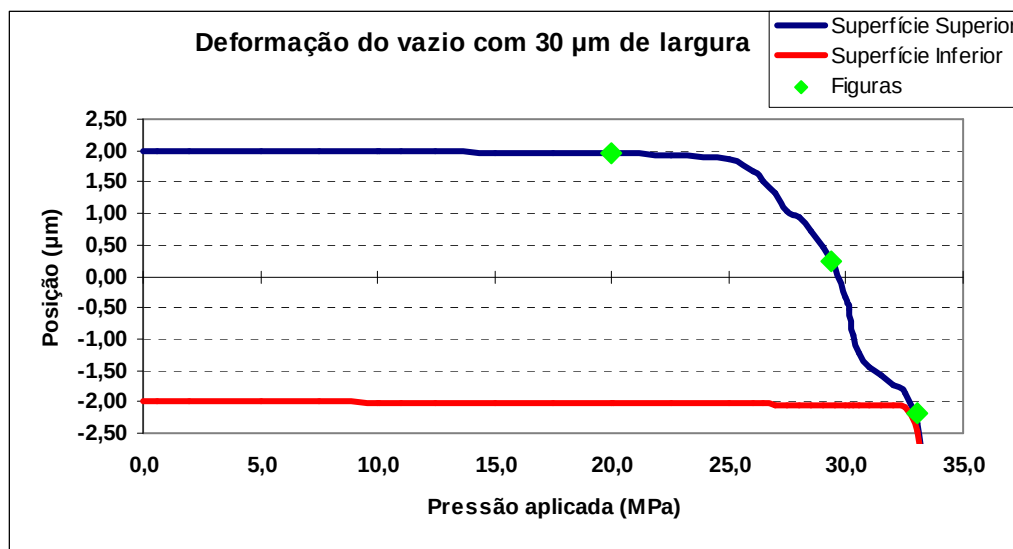


Figura 128: Deformação do vazio de 30μm de largura

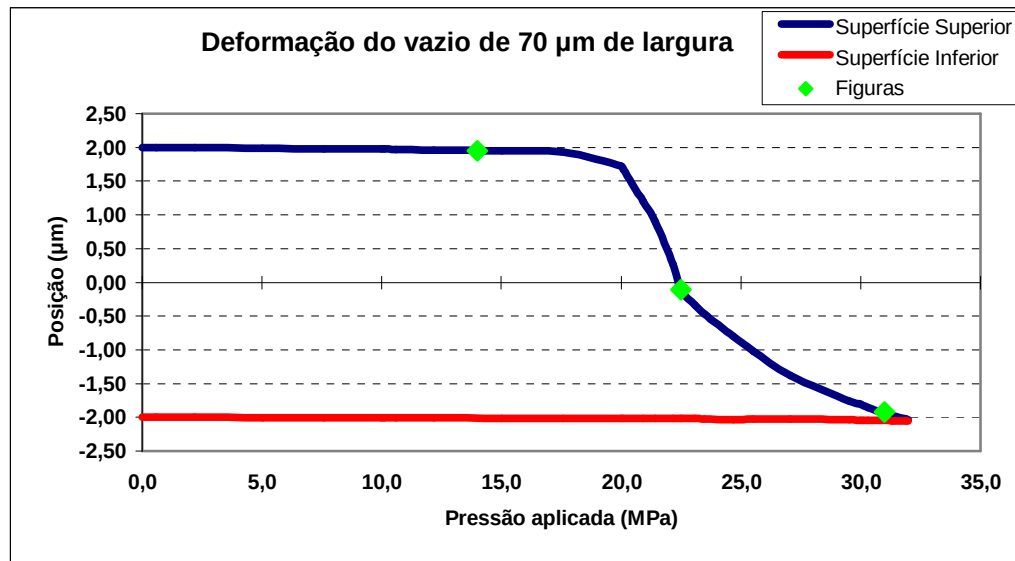


Figura 129: Deformação do vazio de 70μm de largura

Observa-se que, para as duas geometrias de vazios, a superfície superior altera continuamente a sua posição enquanto que a posição da superfície inferior permanece praticamente inalterada, sendo a deformação da superfície inferior muito menor do que a deformação da superfície superior. No vazio de 30μm de largura a superfície superior desce até muito próximo da inferior, nesse momento as duas superfícies movem-se juntas.

Verifica-se que no vazio de 30μm de largura, o fecho inicia para uma pressão de cerca de 24MPa enquanto que no vazio de 70μm de largura, o fecho do vazio inicia para uma pressão de cerca de 17MPa. O fecho total do vazio de 30μm de largura ocorre quando a pressão aplicada atinge os 34MPa enquanto que para no vazio de 70μm de largura o fecho ocorre quando a pressão atinge os 33MPa.

Assim, verifica-se que para as duas geometrias de vazios, embora a pressão aplicada à qual o vazio começa a fechar seja diferente, a pressão necessária para o fecho total do vazio é semelhante.

Foram ainda construídos modelos com uma série de vazios para as duas geometrias de vazios de modo a simular a continuidade dos vazios ao longo das superfícies como apresentado nas figuras seguintes.

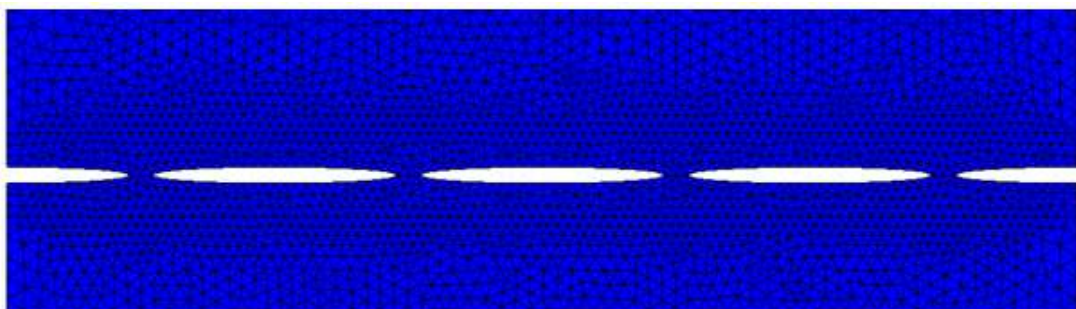


Figura 130: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$

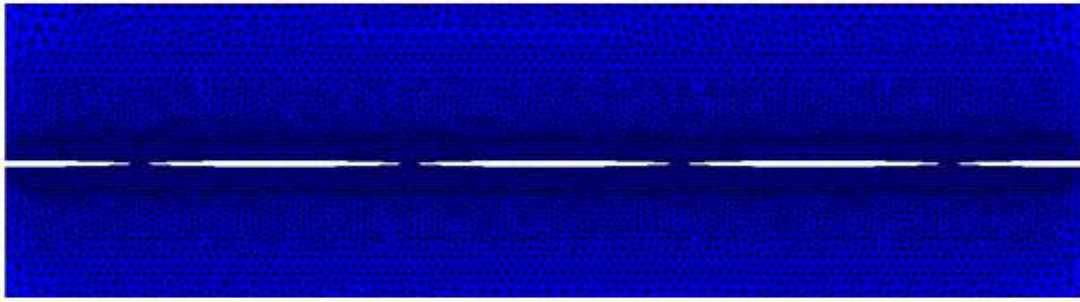


Figura 131: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$

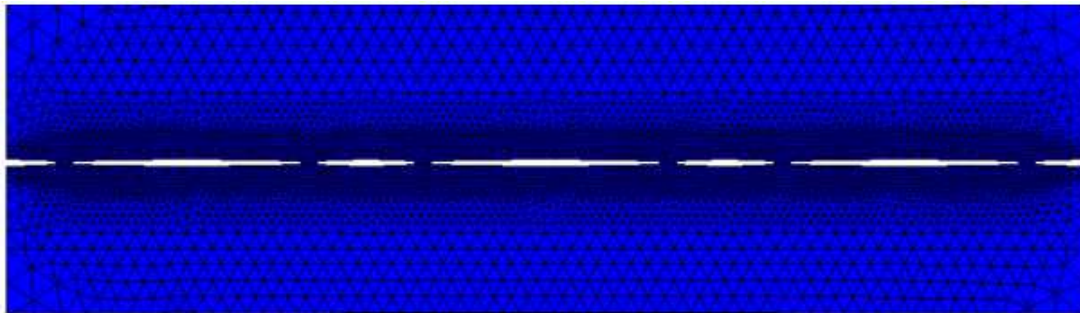


Figura 132: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$

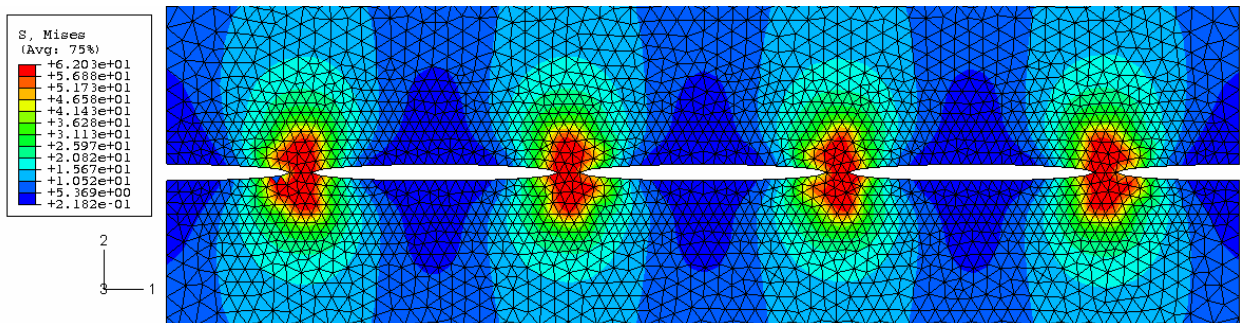


Figura 133: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, inicio do fecho dos vazios

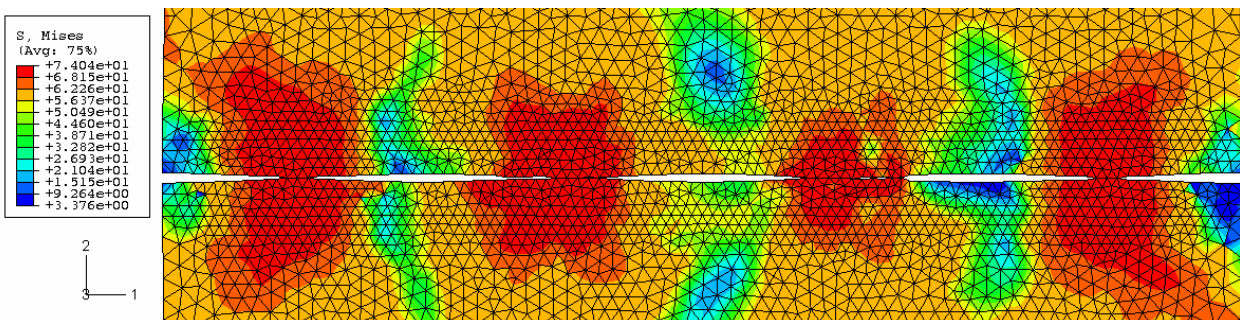


Figura 134: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, durante o fecho dos vazios

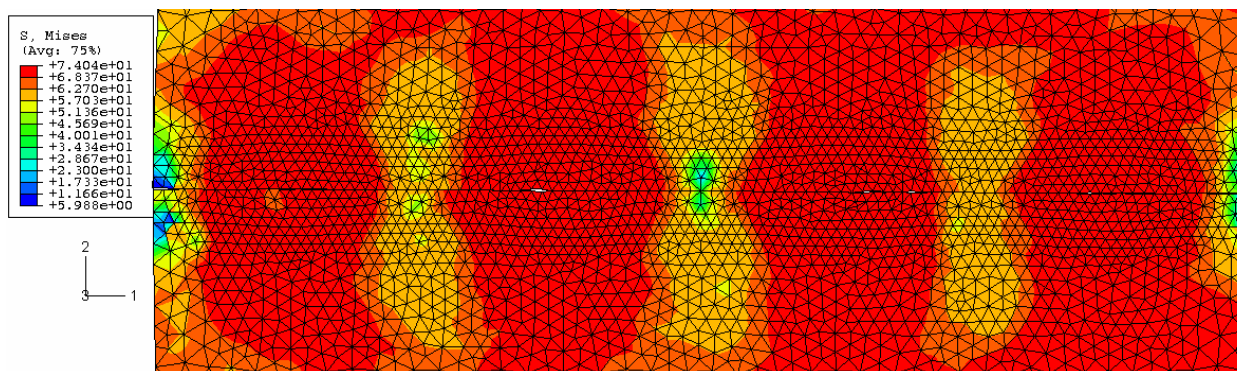


Figura 135: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, após fecho dos vazios

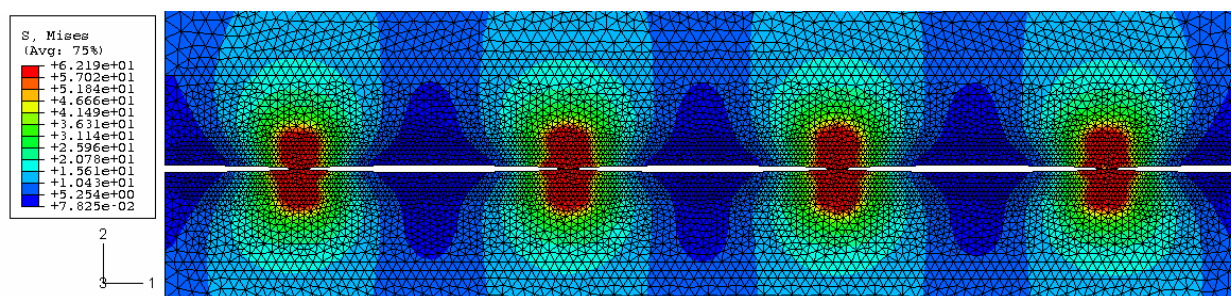


Figura 136: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, início do fecho dos vazios

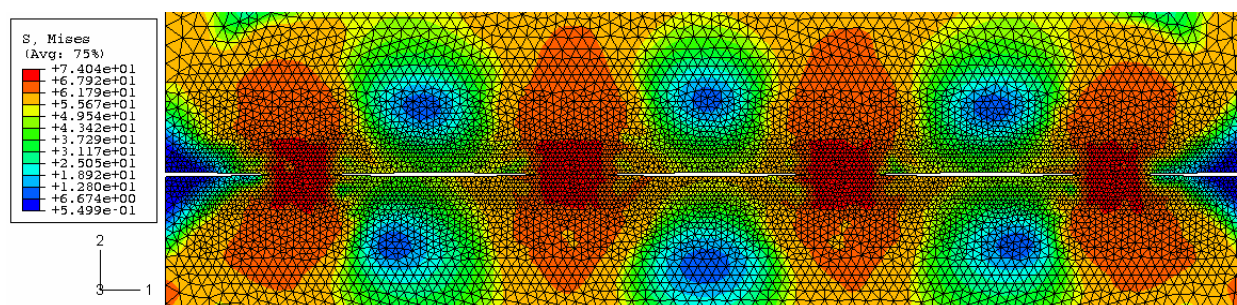


Figura 137: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, durante o fecho dos vazios

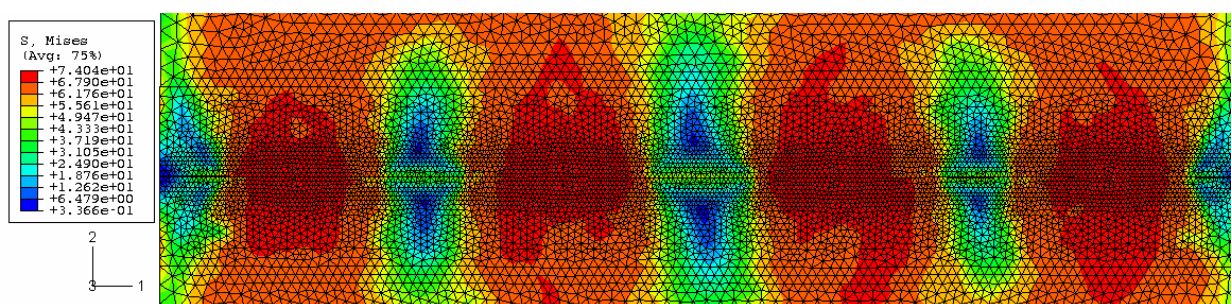


Figura 138: Continuidade de vazios de geometria $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, após fecho dos vazios

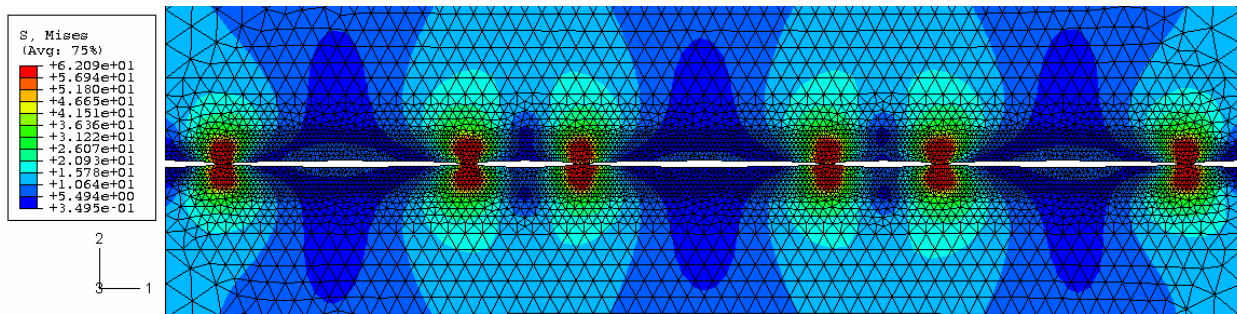


Figura 139: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, início do fecho dos vazios

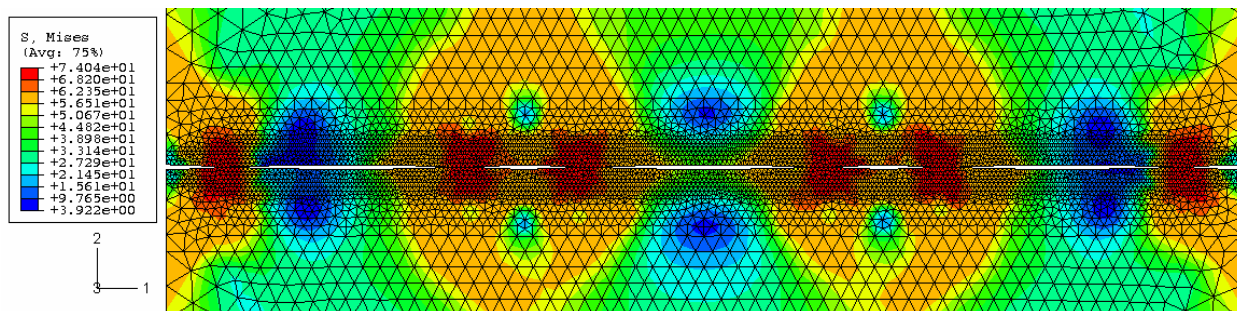


Figura 140: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, durante o fecho dos vazios

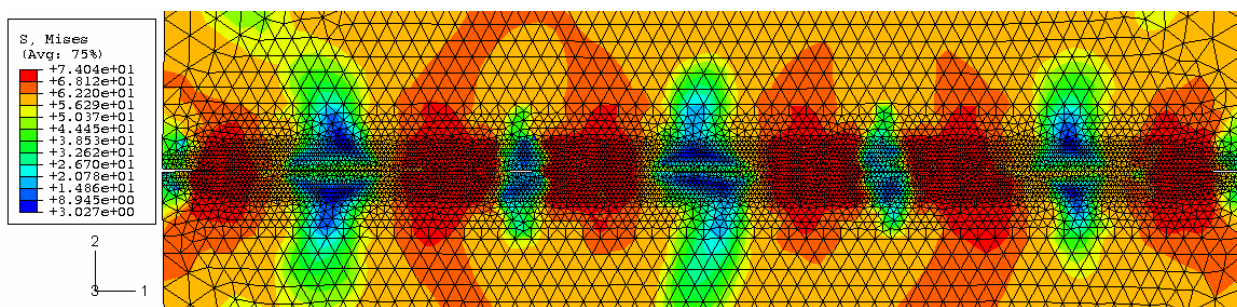


Figura 141: Continuidade de vazios de geometria $b=30\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$ e $b=70\mu\text{m}$, $h=2\mu\text{m}$, após fecho dos vazios

4.1.4 Validação dos resultados

Foram realizados ensaios prévios na Universidad de Complutense de Madrid em aço AISI 1045 para validar os modelos experimentais obtidos. Os ensaios foram realizados a pressões médias sempre inferiores a 40MPa (Figura 142), utilizando cargas dinâmicas, promovendo assim a rápida difusão.

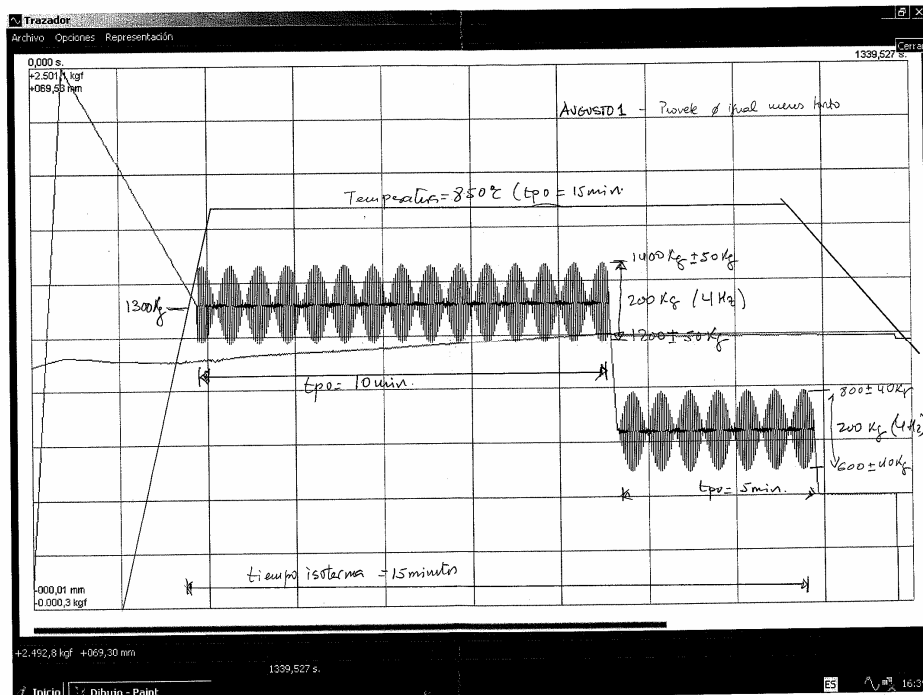


Figura 142: Exemplo de um dos ciclos de pressão e temperatura utilizados

Foram utilizados provetes de forma cilíndrica com 20mm de diâmetro e 30mm de comprimento. Foram obtidas uniões de muito boa qualidade, sendo possível observar nas figuras seguintes uma boa continuidade de material e homogeneidade, sem presença de vazios na interface, sendo em alguns casos difícil de identificar a zona da interface.

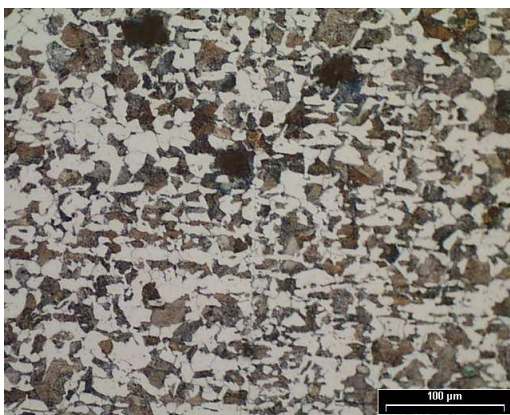


Figura 143: Exemplo de microestrutura obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 20x

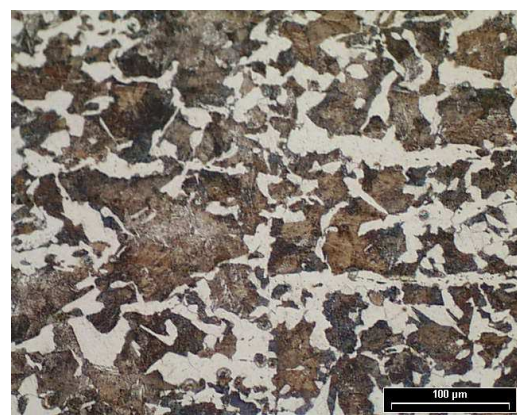


Figura 144: Exemplo de microestrutura obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 20x

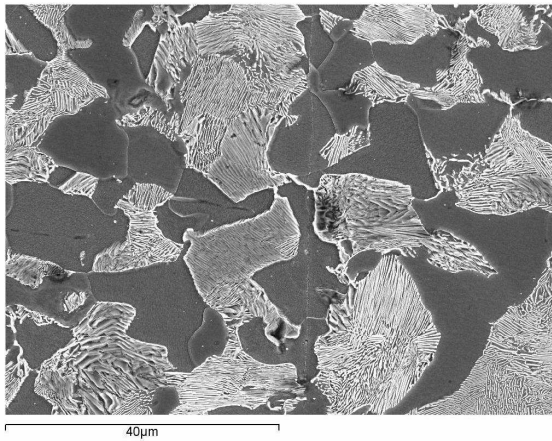


Figura 145: Exemplo de microestrutura SEM obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 5000 x

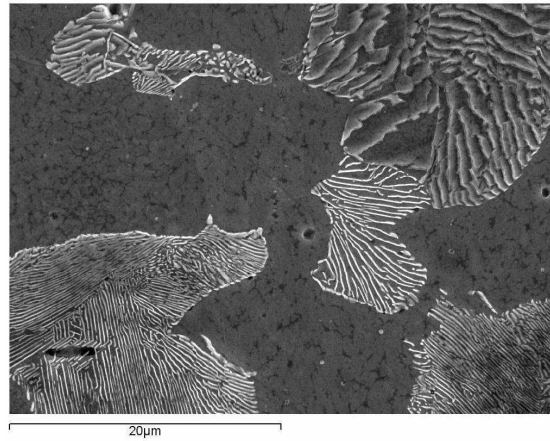


Figura 146: Exemplo de microestrutura SEM obtida a 40MPa e 850°C, ampliação 5000 x

Foi ainda medida a dureza Vickers, com uma ponta em forma de pirâmide (Figura 104), aplicando uma carga de 40Kp ($\approx 40\text{kg}$).

A dureza média medida na superfície de um provete de aço AISI 1045 sem soldadura (material de base) foi de cerca de 187Hv.

Nos provetes soldados a dureza média obtida foi de 175Hv, 180Hv e 185Hv. Estes valores são muito próximos da dureza média dos provetes de material de base. Assim, verifica-se que a soldadura não alterou significativamente a dureza do material

4.2 Aplicação do Método das Diferenças Finitas à Segunda Lei de Fick a dois materiais em contacto

4.2.1 Introdução

Tomando como referência a Segunda Lei de Fick, apresentada no capítulo 1.4.4 (29) e os modelos desenvolvidos por diversos autores como Illingworth [16] Quiñones *et al.* [4], foi estudado o seu comportamento aplicado a dois materiais em contacto.

Sendo a Segunda Lei de Fick representada por uma equação parabólica, foi escolhido o método das diferenças finitas (formulação implícita pela sua formulação incondicionalmente estável [37]), método adequado para fazer uma aproximação às equações formuladas se for imposta uma discretização fixa no espaço para o estudo numérico. A implementação foi feita utilizando o software comercial Matlab®.

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (29)$$

4.2.2 Aplicação do Método das Diferenças Finitas à Segunda Lei de Fick

A formulação implícita (Figura 147) define-se na sua forma geral do seguinte modo [37]:

Para a equação geral

$$\frac{\partial \phi}{\partial t}(x, t) = \alpha^2 \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2}(x, t) \quad (30)$$

usando diferenças finitas progressivas no espaço x e diferenças regressivas no tempo t , tem-se na

forma geral $\frac{\phi_{i,j} + \phi_{i,j-1}}{\Delta t} - \alpha^2 \frac{\phi_{i+1,j} - 2\phi_{i,j} + \phi_{i-1,j}}{\Delta x^2} = 0$ em que

$$\frac{\partial \phi}{\partial t}(x, t) \approx \frac{\phi_{i,j} + \phi_{i,j-1}}{\Delta t} \quad (31)$$

$$\frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2}(x, t) \approx \frac{\phi_{i+1,j} - 2\phi_{i,j} + \phi_{i-1,j}}{\Delta x^2} \quad (32)$$

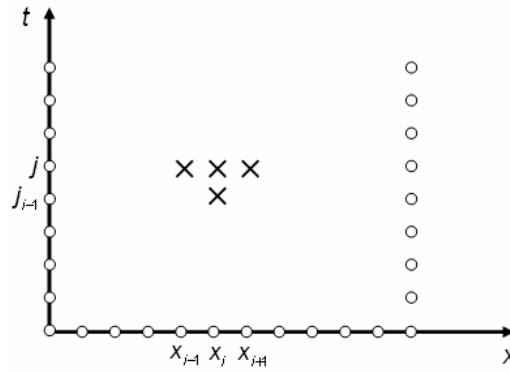


Figura 147: Modelo representativo da formulação implícita [37]

Pretende-se obter um valor aproximado da concentração $C(x, t)$ no instante $t = t_i$.

Sabendo igualmente que o espaço corresponde à coordenada i e o tempo à coordenada j , facilmente se verifica que o conhecimento da concentração em determinado instante implica o conhecimento da concentração no instante anterior. Para além disso, é necessário conhecer-se a concentração no instante seguinte (na extremidade seria necessário conhecer a concentração de um ponto fictício fora do domínio).

Supondo duas superfícies A e B, em contacto (Figura 148) em que L_A e L_B representam o comprimento das superfícies A e B, respectivamente. A superfície A tem como coeficiente de difusão D_A e a superfície B, D_B .

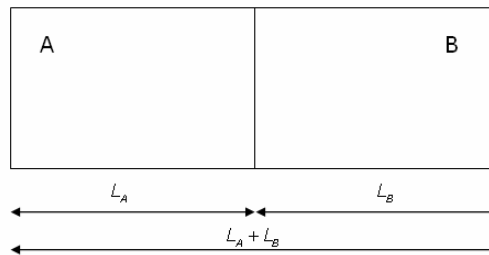


Figura 148: Geometria (duas superfícies em contacto)

Para cada uma das superfícies a Segunda Lei de Fick vem

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_A \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (33)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D_B \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (34)$$

Aplicando então o método das diferenças finitas à equação geral (29) vem

$$\frac{C_{i,j} - C_{i,j-1}}{\Delta t} = D \frac{C_{i+1,j} - 2C_{i,j} + C_{i-1,j}}{\Delta x^2} \quad (35)$$

Para cada uma das superfícies obtém-se

$$\frac{C_{i,j} - C_{i,j-1}}{\Delta t} = D_A \frac{C_{i+1,j} - 2C_{i,j} + C_{i-1,j}}{\Delta x^2} \quad (36)$$

$$\frac{C_{i,j} - C_{i,j-1}}{\Delta t} = D_B \frac{C_{i+1,j} - 2C_{i,j} + C_{i-1,j}}{\Delta x^2} \quad (37)$$

Agrupando vem na forma geral

$$\frac{1}{\Delta t} C_{i,j-1} = -\frac{D}{\Delta x^2} C_{i-1,j} + \left(\frac{1}{\Delta t} + \frac{2D}{\Delta x^2} \right) C_{i,j} - \frac{D}{\Delta x^2} C_{i+1,j} \quad (38)$$

E para cada uma das superfícies

$$\frac{1}{\Delta t} C_{i,j-1} = -\frac{D_A}{\Delta x^2} C_{i-1,j} + \left(\frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} \right) C_{i,j} - \frac{D_A}{\Delta x^2} C_{i+1,j} \quad (39)$$

$$\frac{1}{\Delta t} C_{i,j-1} = -\frac{D_B}{\Delta x^2} C_{i-1,j} + \left(\frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} \right) C_{i,j} - \frac{D_B}{\Delta x^2} C_{i+1,j} \quad (40)$$

Como condições de fronteira, sabe-se que ao longo de toda a superfície A, a concentração inicial será C_{0A} e ao longo da superfície B será C_{0B} . Sabe-se ainda que nas extremidades laterais de cada uma das superfícies a concentração manter-se-á constante ao longo do tempo (Figura 149).

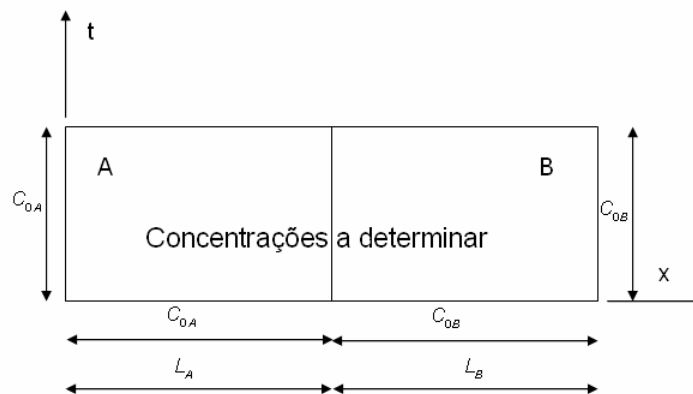


Figura 149: Superfícies com condições iniciais e de fronteira

A solução do problema será obtida através da resolução de um sistema do tipo (41), para cada incremento de tempo.

$$[mcoef]\{x\} = \{concentrações\} \quad (41)$$

Para cada análise foram obtidas duas representações gráficas sendo uma tridimensional (apresenta a variação da concentração ao longo das duas superfícies no tempo) e a outra bidimensional (apresenta a variação da concentração ao longo das duas superfícies num determinado instante de tempo escolhido).

4.2.3 Fronteira não coincidente com a divisão dos intervalos em x

Inicialmente as secções foram divididas para que nenhum ponto coincidisse com a interface, ou seja, o número de intervalos no eixo dos x teria obrigatoriamente de ser impar (Figura 150 e Figura 151).

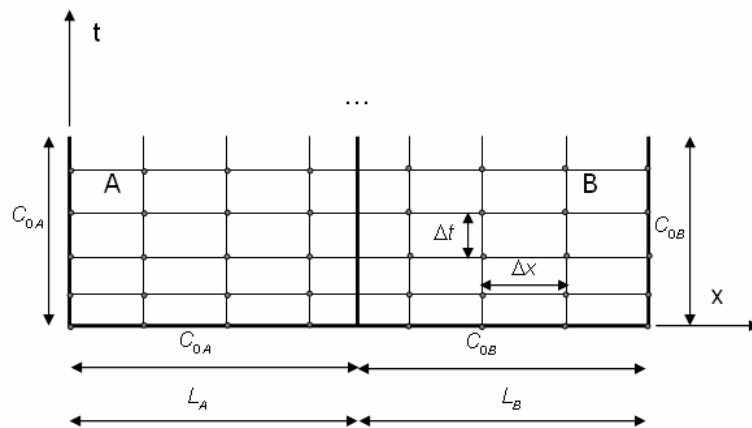


Figura 150: Discretização em x e em t (numero de intervalos em x impar)

Para um exemplo com cinco intervalos em x (Figura 151), a matriz de coeficientes virá

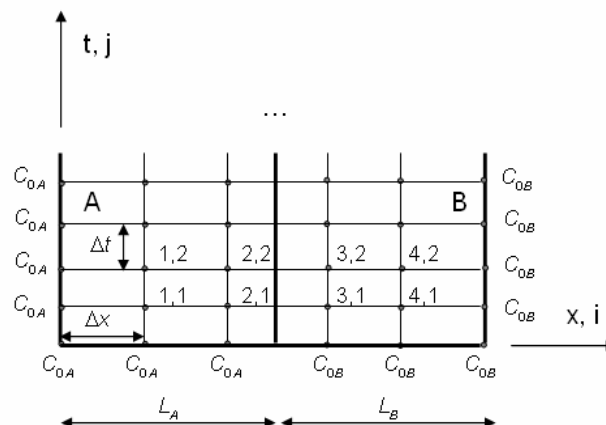


Figura 151: Discretização com cinco intervalos em x

$$[mcoef] = \begin{bmatrix} \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} \end{bmatrix} \quad (42)$$

O vector dos termos independentes

$$\{x\} = \begin{bmatrix} C_{0A} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ C_{0B} \end{bmatrix} \quad (43)$$

Em que C_{0A} e C_{0B} correspondem às condições de fronteira. Com a introdução desta condição a matriz de coeficientes vem

$$[mcoef] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (44)$$

Resolvendo o sistema para cada incremento de tempo, obtêm-se as concentrações pretendidas, vindo o resultado da seguinte forma:

$$\{concentração\} = \begin{Bmatrix} C_{0A} \\ C_{1,j} \\ C_{2,j} \\ C_{3,j} \\ C_{4,j} \\ C_{0B} \end{Bmatrix} \quad (45)$$

A implementação em Matlab® encontra-se no Anexo A.

Com este tipo de discretização para os dados utilizados por Padron [38] para a difusão do cobre em α -Fe a 1100°C (temperatura constante), $D_0 = 4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ (valor obtido de acordo através da equação de Arrhenius extrapolando os valores de Q e D_0 para a temperatura constante de 1100°C).

Para a soldadura de duas ligas Fe-Cu, A com 0,2% de Cu e B com 0,4% de Cu, tem-se os seguintes dados

$$\begin{array}{llll} L_A = 0,01\text{cm} & C_{0A} = 0,2\% & D_A = 4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s} & n_{int} x = 5 \\ L_B = 0,01\text{cm} & C_{0B} = 0,4\% & D_B = 4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s} & n_{int} t = 5 \end{array}$$

Ao fim de 10 minutos obtiveram-se as seguintes resultados

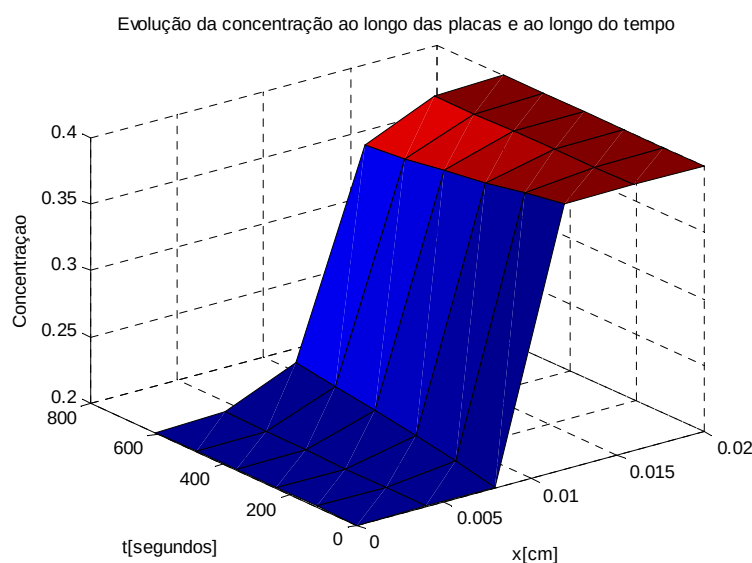


Figura 152: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) ($n_{int}x=5$, $n_{int}t=5$)

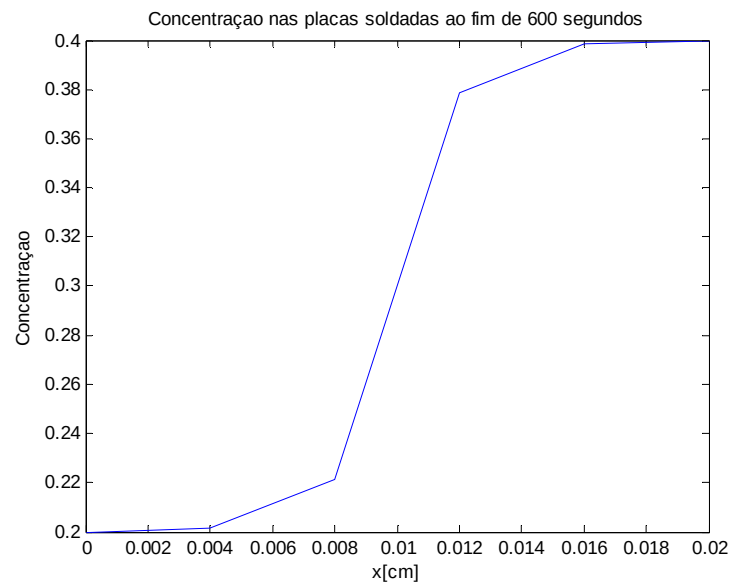


Figura 153: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=5, nintt=5)

Ao fim de 60 minutos

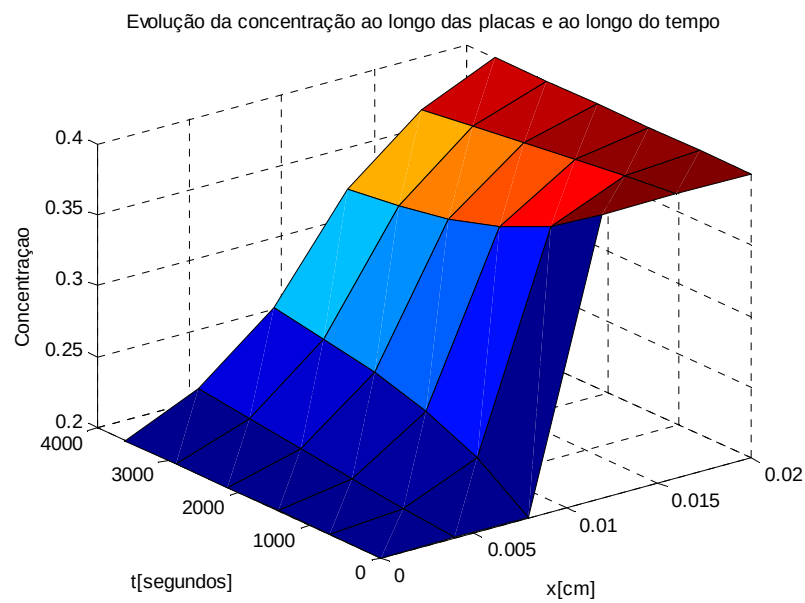


Figura 154: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 60 minutos) (nintx=5, nintt=5)

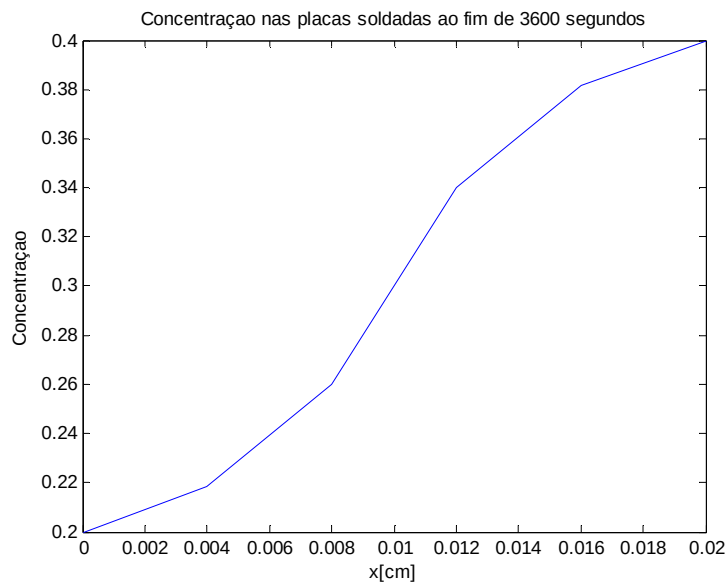


Figura 155: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 60 min (nintx=5, nintt=5)

Para um maior número de intervalos em x e em t, por exemplo, 51 para x e 51 para t, obtiveram-se as seguintes representações gráficas, ao fim de 10 minutos (Figura 156 e Figura 157).

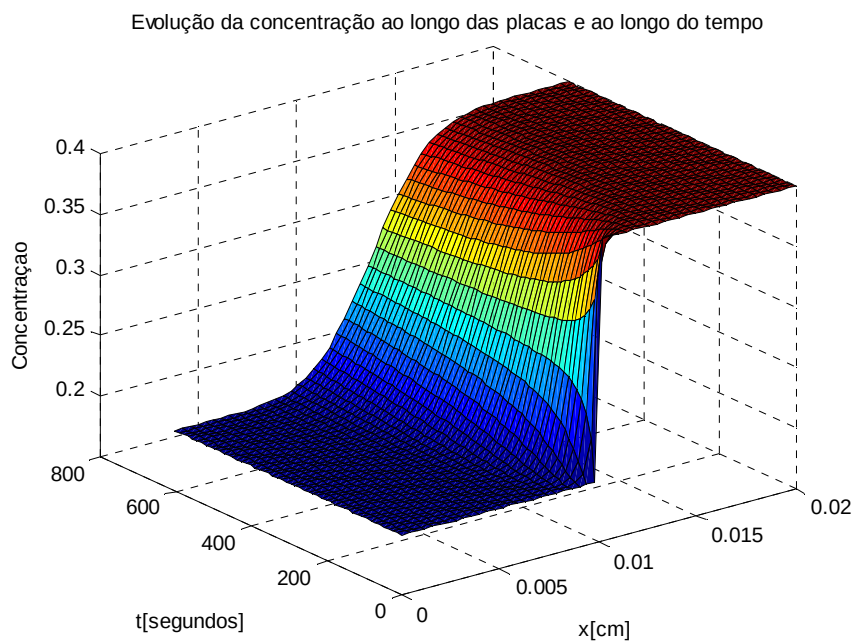


Figura 156: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) (nintx=51, nintt=51)

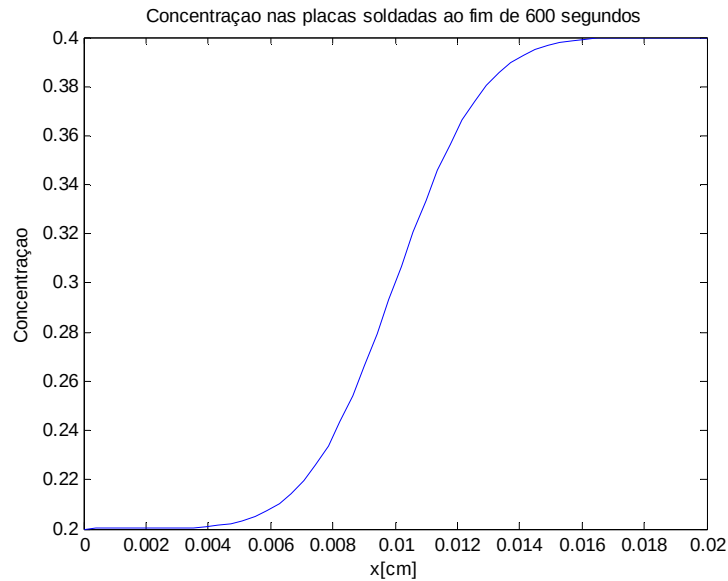


Figura 157: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=51, nintt=51)

O comportamento apresentado pelas curvas encontra-se de acordo com o previsto. No entanto em certos casos o processo não é convergente (situações testadas durante a construção do programa).

4.2.4 Fronteira coincidente com a divisão dos intervalos em x

Como para o número de intervalos impar (pontos não coincidentes com a interface) o processo não converge, foi feita uma nova divisão em x da secção, sendo considerado um número de intervalos par. As condições de fronteira e iniciais mantiveram-se. No ponto de contacto foi considerada como concentração inicial, a concentração média das duas superfícies $(C_{0A} + C_{0B})/2$ (Figura 158).

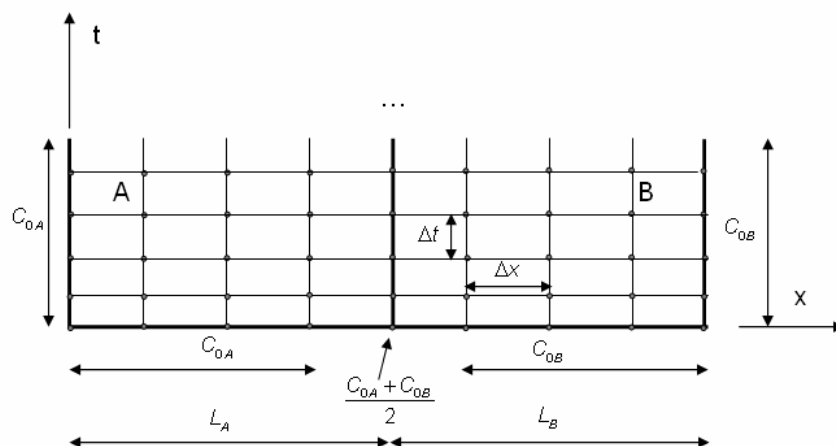


Figura 158: Discretização em x e em t (numero de intervalos em x par)

Para um exemplo com seis intervalos em x (Figura 159) (supondo também seis intervalos em t)

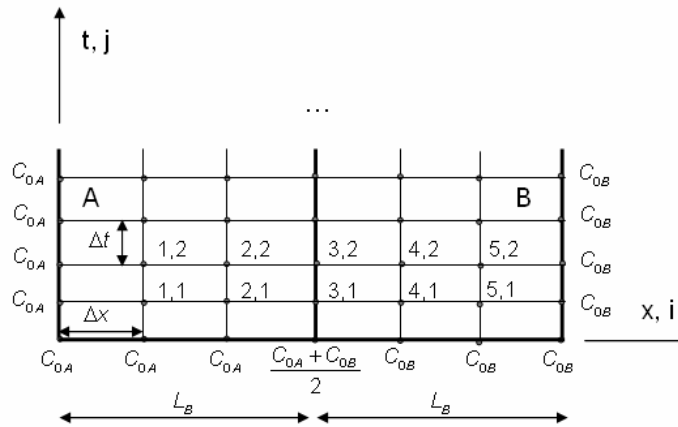


Figura 159: Discretização com seis intervalos em x

A matriz de coeficientes virá

$$[mcoef] = \begin{bmatrix} \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2(D_A + D_B)/2}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} \end{bmatrix}$$

(46)

O vector dos termos independentes vem

$$\{x\} = \begin{Bmatrix} C_{0A} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ \frac{1}{\Delta t} C_{j-1,i} \\ C_{0B} \end{Bmatrix} \quad (47)$$

Com a introdução desta condição a matriz de coeficientes vem

$$[mcoef] = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_A}{\Delta x^2} & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{-D_A}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2(D_A + D_B)/2}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{-D_B}{\Delta x^2} & \frac{1}{\Delta t} + \frac{2D_B}{\Delta x^2} & \frac{-D_B}{\Delta x^2} \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (48)$$

A implementação em Matlab® encontra-se no Anexo B.

Com este tipo de discretização para os mesmos dados utilizados por Padron [38] para a difusão do cobre em α -Fe: $D_0 = 4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$.

Para a soldadura de duas ligas Fe-Cu, A com 0,2% de Cu e B com 0,4% de Cu, tem-se os seguintes dados

$L_A = 0,01 \text{ cm}$	$C_{0A} = 0,2\%$	$D_A = 4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$	$n_{\text{int } x} = 5$
$L_B = 0,01 \text{ cm}$	$C_{0B} = 0,4\%$	$D_B = 4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$	$n_{\text{int } t} = 5$

Ao fim de 10 minutos obtiveram-se as seguintes representações gráficas para seis intervalos em x e seis intervalos em t

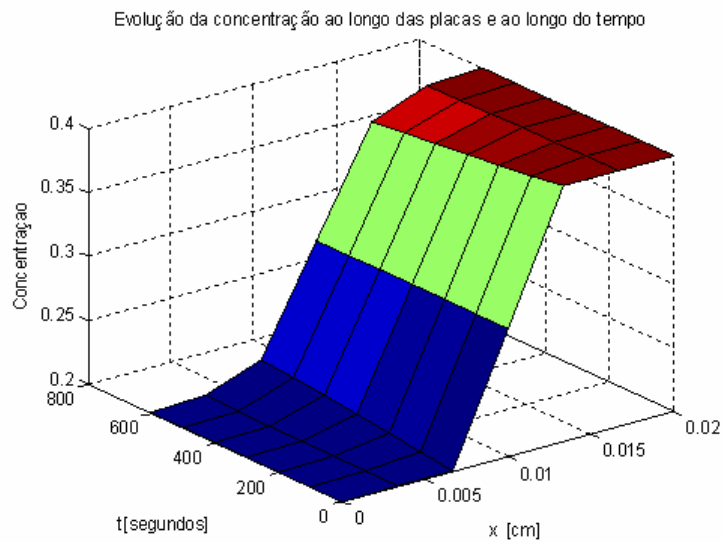


Figura 160: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) ($n_{\text{int } x}=6$, $n_{\text{int } t}=6$)

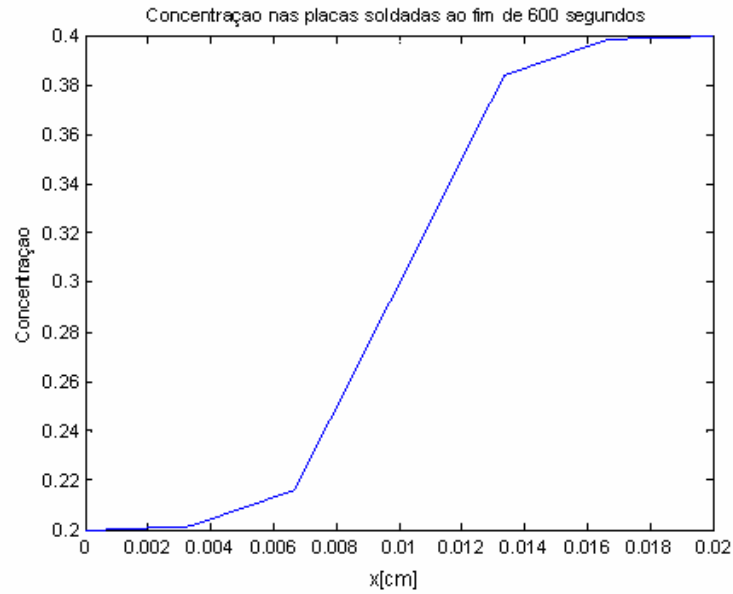


Figura 161: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=6, nintt=6)

Ao fim de 60 minutos obtiveram-se as seguintes representações gráficas para seis intervalos em x e seis intervalos em t.

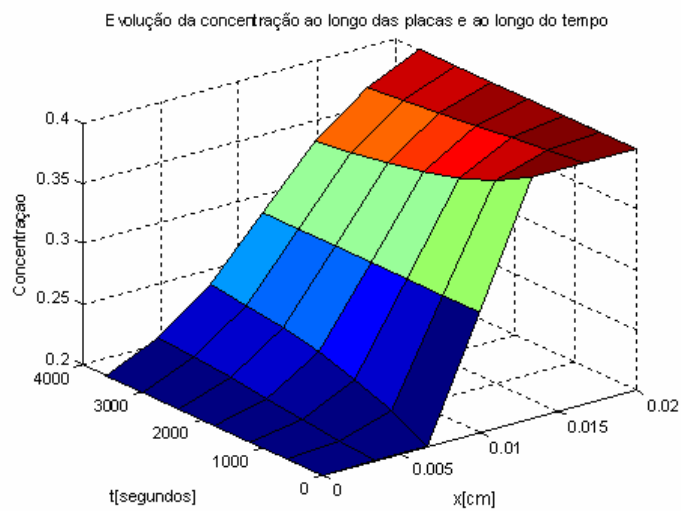


Figura 162: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 60 minutos) (nintx=6, nintt=6)

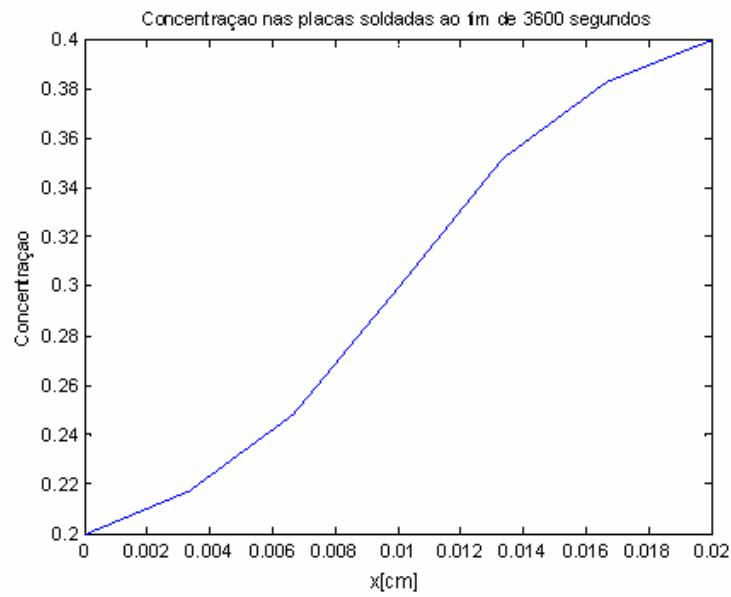


Figura 163: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 60 min (nintx=6, nintt=6)

Para um maior número de intervalos em x e em t , por exemplo, 50 para x e 50 para t , obtiveram-se as seguintes representações gráficas, ao fim de 10 minutos.

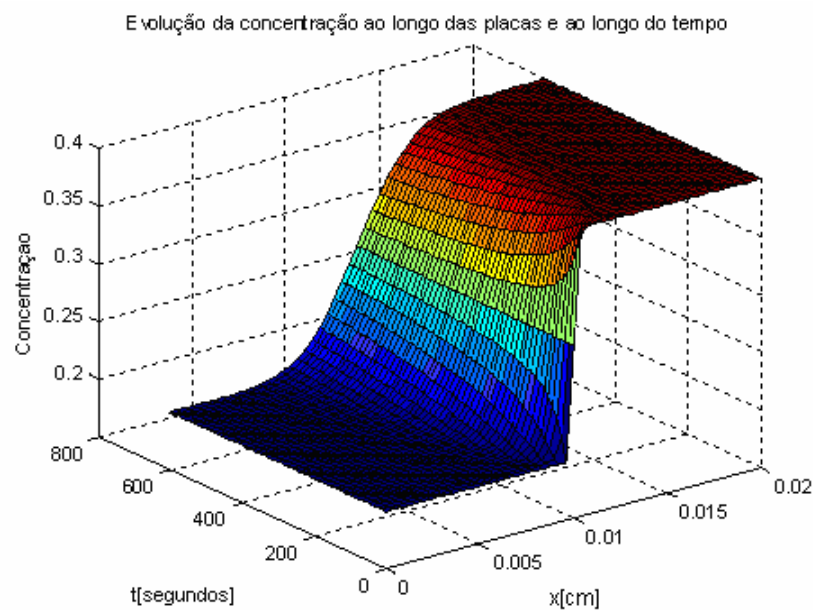


Figura 164: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 10 minutos) (nintx=50, nintt=50)

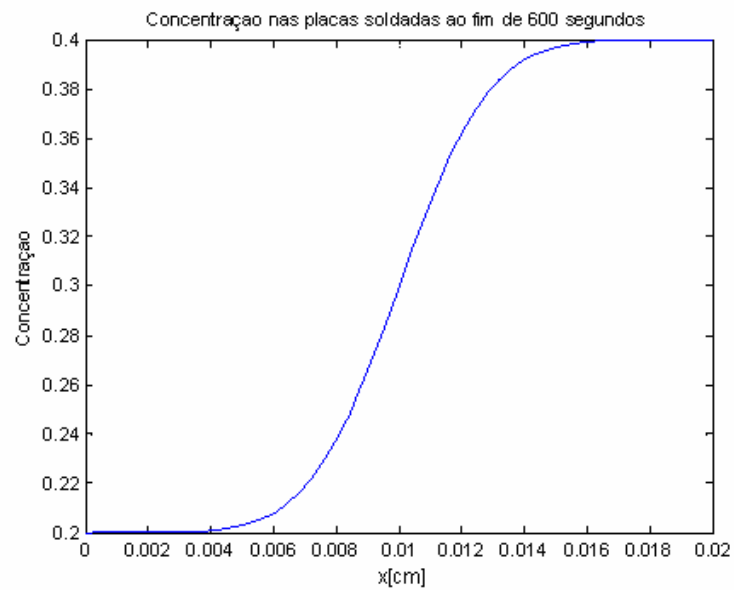


Figura 165: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 10 min (nintx=50, nintt=50)

Ao fim de 60 minutos, para a mesma discretização

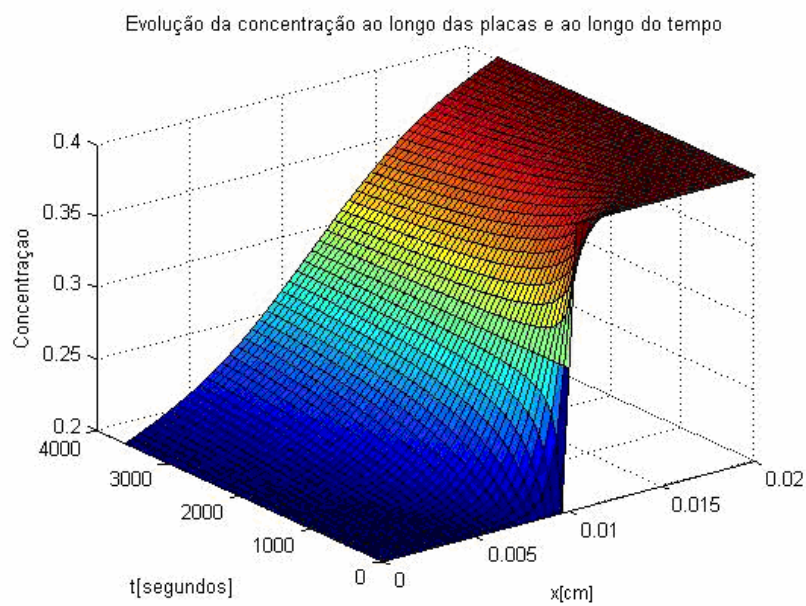


Figura 166: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao longo da superfície (até 60 minutos) (nintx=50, nintt=50)

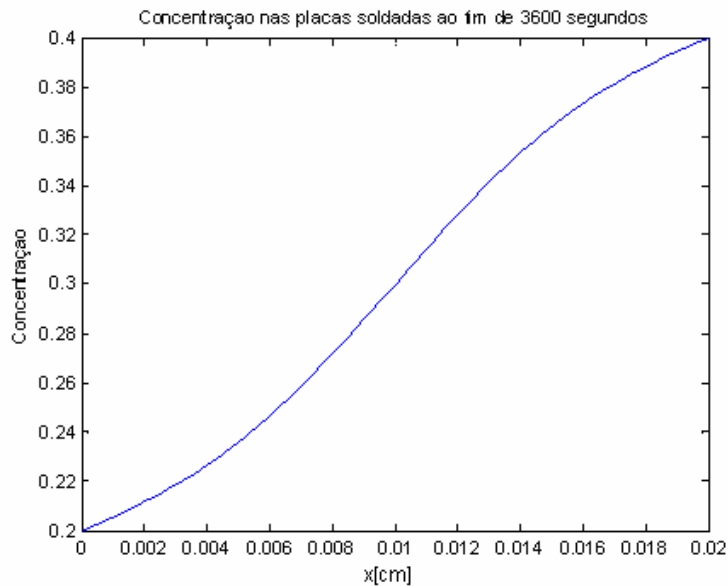


Figura 167: Evolução da concentração de duas ligas Fe-Cu ao fim de 60 min (nintx=50, nintt=50)

Os resultados obtidos estão de acordo com o comportamento previsto para as curvas representativas da concentração ao longo das superfícies. Assim, esta formulação é válida para qualquer número de intervalos em x ou em t para quaisquer valores de concentração ou coeficiente de difusão.

Em alguns casos, como os representados na Figura 168, poderá existir um diferencial de concentrações (como uma diferença de potencial) na zona da união. Este diferencial é introduzido sob a forma de uma penalidade.

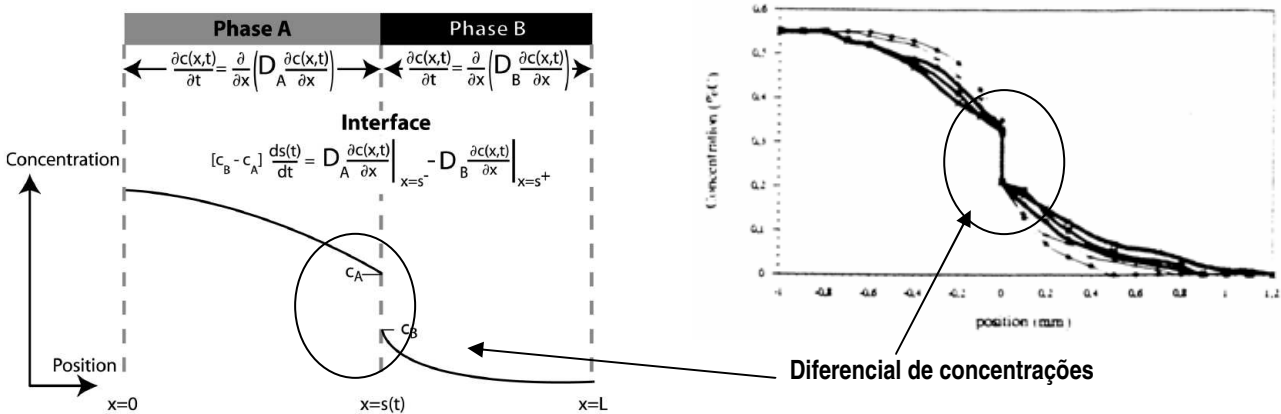


Figura 168: Diferencial de concentrações

Este diferencial não é apresentado sob a forma gráfica, ficando para trabalho futuros, mas é apresentado o modelo para a introdução deste diferencial.

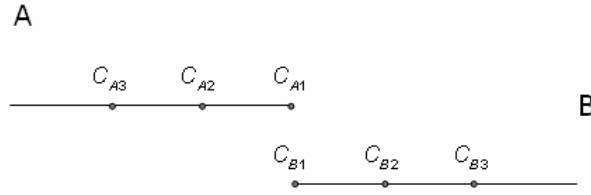


Figura 169: Discretização para a introdução do diferencial de concentrações

Tendo em conta que na extremidade a soldar A existe um ponto C_{A1} coincidente com C_{B1} existente na extremidade de B a soldar com A (Figura 169), a penalidade vem sob a forma do diferencial de concentração, assim

$$\begin{aligned} -D_A \frac{\partial C}{\partial x} &= h(C_{A1} - C_{B1}) \\ -D_B \frac{\partial C}{\partial x} &= h(C_{A1} - C_{B1}) \end{aligned} \quad (49)$$

Em que o valor de h deverá ser suficientemente elevado para provocar o diferencial pretendido, pelas diferenças finitas regressivas [37]

$$\frac{\partial C}{\partial x} = \frac{C_{i,j} - C_{i-1,j}}{\Delta x} \quad (50)$$

Assim (49) vem

$$\begin{aligned} -D_A \frac{C_{A1} - C_{A2}}{\Delta x} &= h(C_{A1} - C_{B1}) \\ -D_B \frac{C_{B2} - C_{B1}}{\Delta x} &= h(C_{A1} - C_{B1}) \end{aligned} \quad (51)$$

A dificuldade de implementação do diferencial de concentrações está relacionada com a coincidência do ponto C_{A1} com C_{B1} .

4.3 Estudo da difusão utilizando ABAQUS/STANDARD®

4.3.1 Introdução

O software ABAQUS/STANDARD® não permite considerar fenómenos de difusão e pressão em simultâneo. Sendo a difusão um processo comandado pela temperatura, foram desenvolvidos modelos de modo a analisar a variação da concentração durante o processo de soldadura, em vários materiais, considerando a temperatura e o tempo de soldadura do processo. O processo de obtenção dos coeficientes de difusão é bastante complexo. Assim, foram utilizados dados fornecidos por diferentes autores ficando esta simulação limitada aos dados existentes na bibliografia.

4.3.2 Concepção geral do modelo

A forma mais eficaz de abordar este tipo de problema é fazendo o estudo considerando geometrias a duas dimensões.

Geometrias

Na Figura 170 é apresentada uma geometria genérica 2D de dois materiais quaisquer em contacto durante o processo de soldadura. Qualquer dimensão geométrica poderia ser considerada mas para a análise em causa não tem grande importância visto que a zona que interessa estudar é de poucos milímetros, junto à interface, onde se dão as variações de concentração dos elementos constituintes dos materiais.

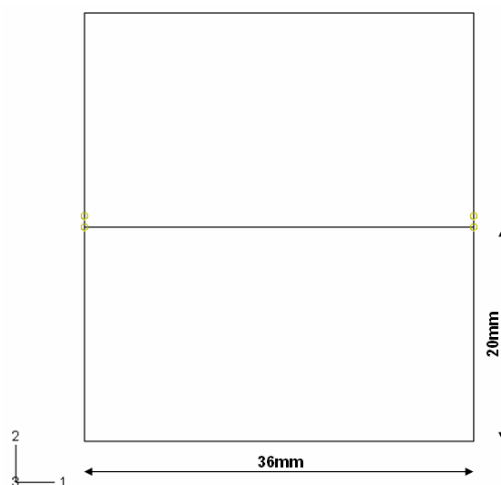


Figura 170: Geometria com interface

Propriedades dos materiais

As propriedades dos materiais necessárias dizem respeito apenas aos coeficientes de difusão do elemento a estudar no material adjacente, para uma temperatura constante ou em função da temperatura. As propriedades relativas à difusão são apresentadas em seguida nos respectivos modelos.

Análise do problema

Após a introdução das propriedades do material, é necessário fazer a escolha do tipo de análise a realizar. A análise adequada para o estudo da concentração através da Segunda Lei de Fick é a escolha do *step Mass Diffusion*. Sendo o processo de difusão comandado pela temperatura, neste tipo de análise é apenas possível considerar o efeito da temperatura na evolução da concentração.

Para o incremento inicial foi escolhido $1e-5$ e para o incremento mínimo a utilizar na análise $2,7e-10$. O incremento máximo foi definido como 1200 numa análise com um máximo de 10000 incrementos, com período de tempo de acordo com o tempo de soldadura a estudar.

Condições de fronteira do problema

Considerando o processo comandado pela temperatura, foi aplicada uma condição de fronteira de temperatura a toda a geometria introduzindo o valor correspondente à temperatura a que se realiza o processo de soldadura em estudo.

A concentração inicial dos materiais é também definida como uma condição de fronteira. Ao longo da análise haverá interacção das concentrações dos materiais na zona da interface.

Geração da malha

A malha foi gerada escolhendo elementos DC2D8, adequados para análises do tipo *Mass Diffusion*. Estes elementos são quadráticos bidimensionais de oito nós, adequados a análises onde exista transferência de calor. Foi considerado um refinamento da malha na proximidade da interface (Figura 171).

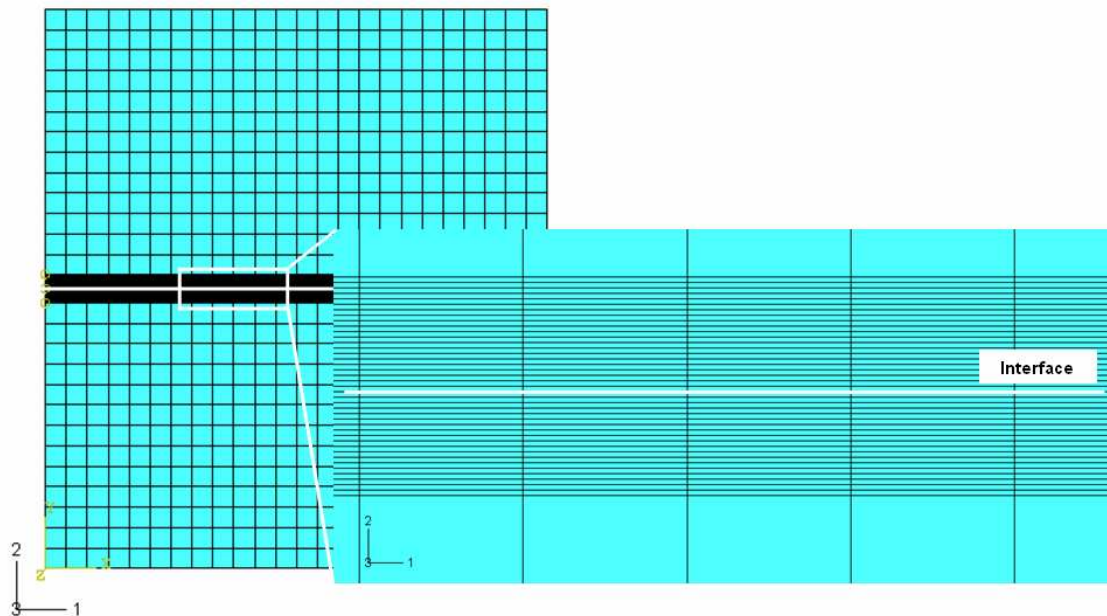


Figura 171: Malha de elementos DC2D8

4.3.3 Modelo de difusão de Padron

Tendo sido obtida a variação da concentração em função do tempo e do espaço utilizando os dados fornecidos por Padron [38] através do Método das Diferenças Finitas, pretende-se agora obter para os mesmos dados modelos de difusão utilizando o Método dos Elementos Finitos utilizando o software ABAQUS STANDARD®.

Assim, considerando a soldadura realizada a 1100°C (temperatura constante), sendo o coeficiente de difusão do Cu em α $4,4 \cdot 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$ e uma concentração inicial de A de 0,2% de Cu e de B de 0,4% de Cu (mesmo dados utilizados no capítulo 4.2), foi analisada a evolução da concentração ao longo de x para 10 minutos, 20 minutos, 40 minutos e 60 minutos.

Na Figura 172 observa-se a evolução da concentração de Cu ao longo de x.

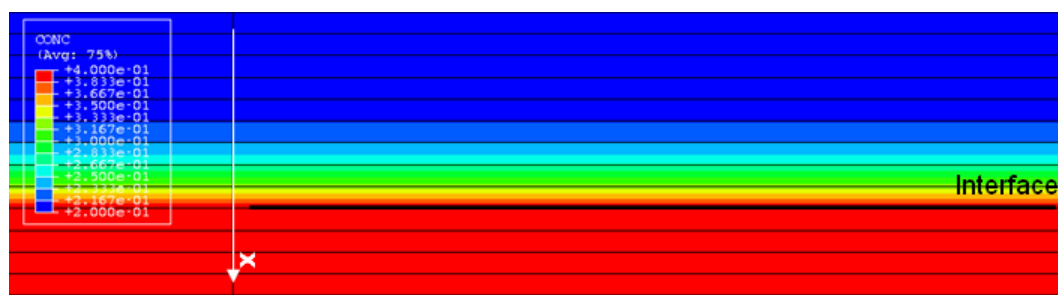


Figura 172: Evolução da concentração de Cu ao longo de x

Na Figura 173 observa-se a evolução da concentração de Cu ao longo de x para diferentes tempos de soldadura sendo que a interface se encontra na posição $x=0,01\text{cm}$.

Verifica-se que os resultados estão de acordo com os obtidos pelo Método das Diferenças Finitas sendo que, para tempos maiores de soldadura, a variação da concentração é mais suavizada.

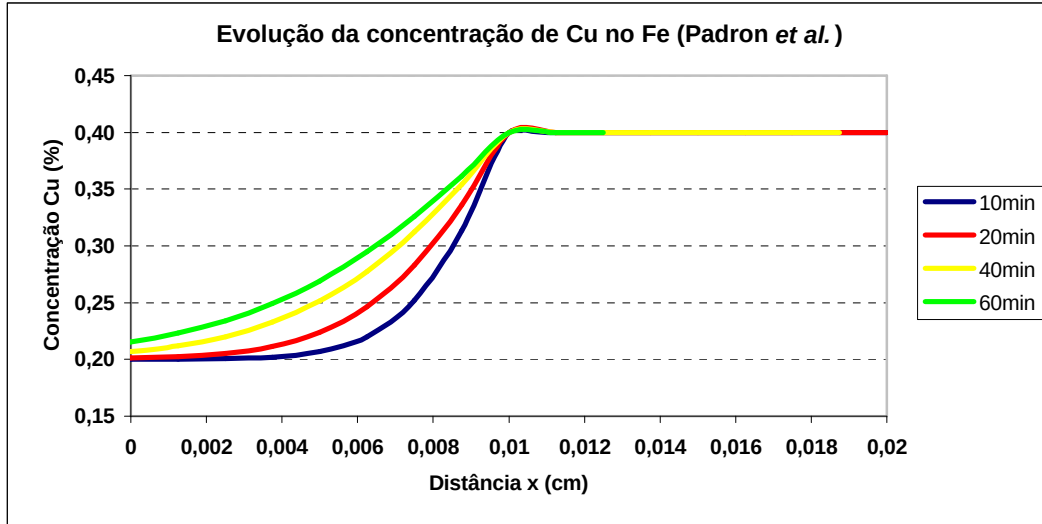


Figura 173: Evolução da concentração de Cu ao longo de x em função do tempo

4.3.4 Modelo de difusão de J. Quiñones *et al.*

O modelo apresentado por J. Quiñones *et al.* [4] simula a concentração de carbono C na soldadura de ferro fundido com aço a diferentes tempos de soldadura.

Inicialmente a concentração de C no ferro fundido considerada é de 1,5% e no aço é de 0,55%. A soldadura foi realizada a 980°C (1253K), durante 10, 20, 40 e 60min.

O coeficiente de difusão considerado D_0 é de $0,15 \text{ cm}^2/\text{s}$ e a energia de activação Q de 135 KJ/mol .

Na Figura 174 observa-se a variação do coeficiente de difusão do C no Fe- γ , sendo que para valores inferiores a 800K este parâmetro apresenta valores muito próximos de zero.

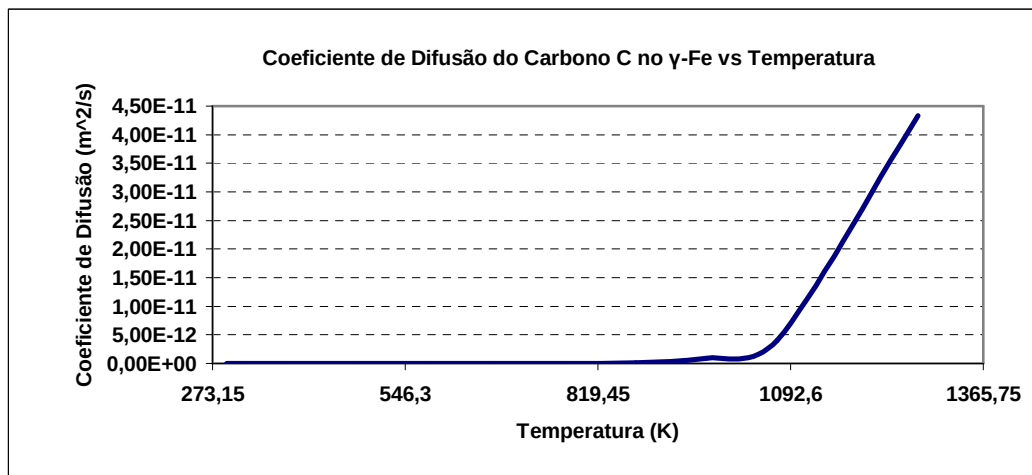


Figura 174: Coeficiente de Difusão do Carbono C no γ -Fe vs Temperatura

Na Figura 175 é apresentada a evolução da concentração ao longo da união para diferentes tempos de soldadura. Verifica-se, como esperado, que quanto menor o tempo de soldadura maior o declive entre as concentrações dos dois materiais e menor a zona de variabilidade de concentração. Verifica-se um declive de concentrações mais suave para maiores tempos de soldadura. Verifica-se ainda que o aço com 0,55%C absorve a concentração C enviada pelo ferro fundido com 1,5%C.

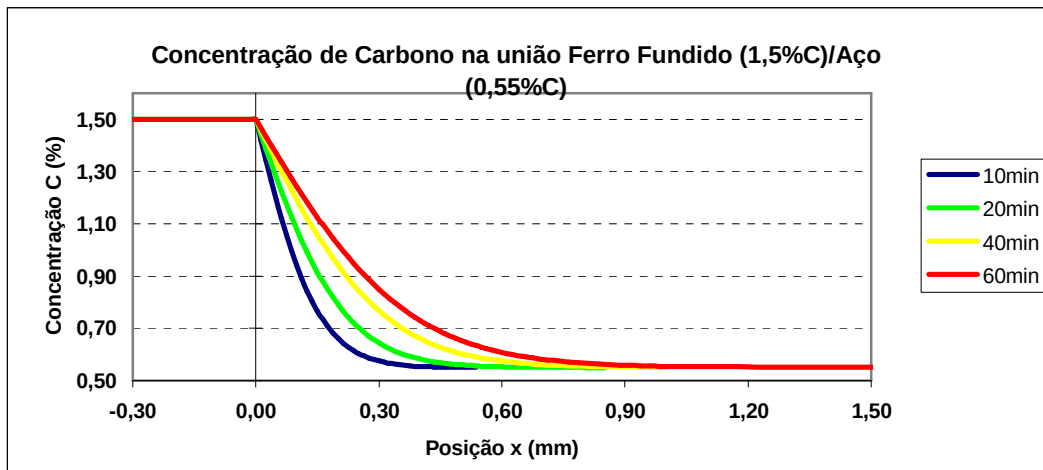


Figura 175: Concentração de C na união Ferro Fundido/Aço para vários tempos de soldadura

Na Figura 176 e Figura 177 observa-se o perfil de concentração ao fim de 10 e 60 minutos, respectivamente, sendo facilmente observável o impacto do tempo de soldadura na variação da concentração de Carbono.

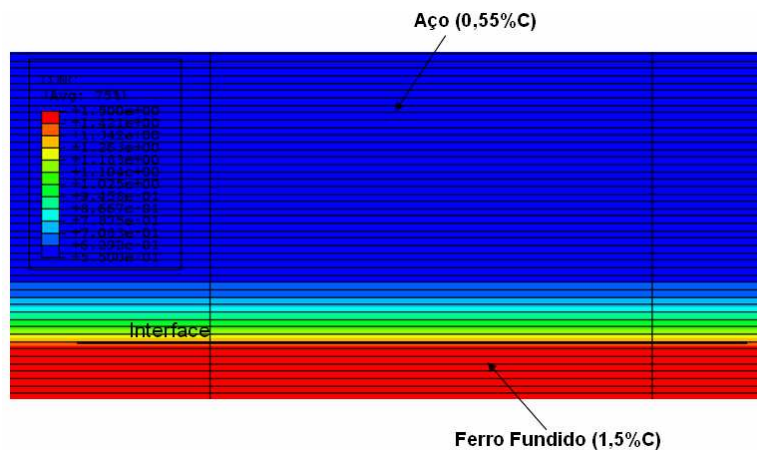


Figura 176: Gradiente de concentração de Carbono junto à interface ao fim de 10 minutos

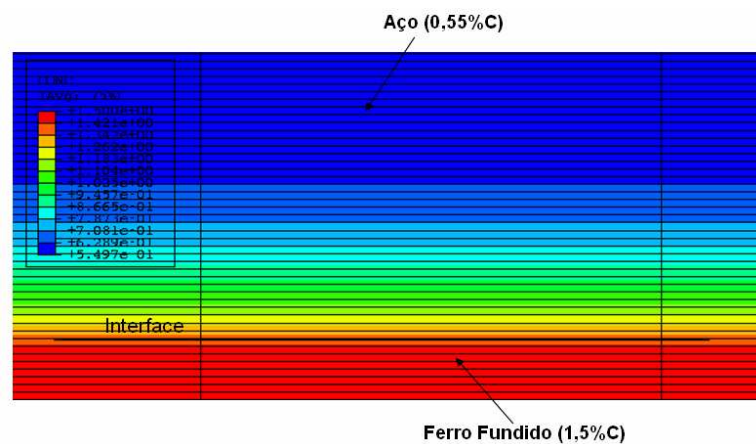


Figura 177: Gradiente de concentração de Carbono junto à interface ao fim de 60 minutos

4.3.5 Modelos de difusão em carbonetos de tungsténio

Partindo dos modelos desenvolvidos e considerando as propriedades correspondentes aos carbonetos de tungsténio, foram criados modelos de difusão do cobalto durante o processo de soldadura.

Na Figura 178 observa-se a evolução dos coeficientes de difusão do Cobalto no carbonetos de tungsténio para os dois tipos de metais duros em função da temperatura.

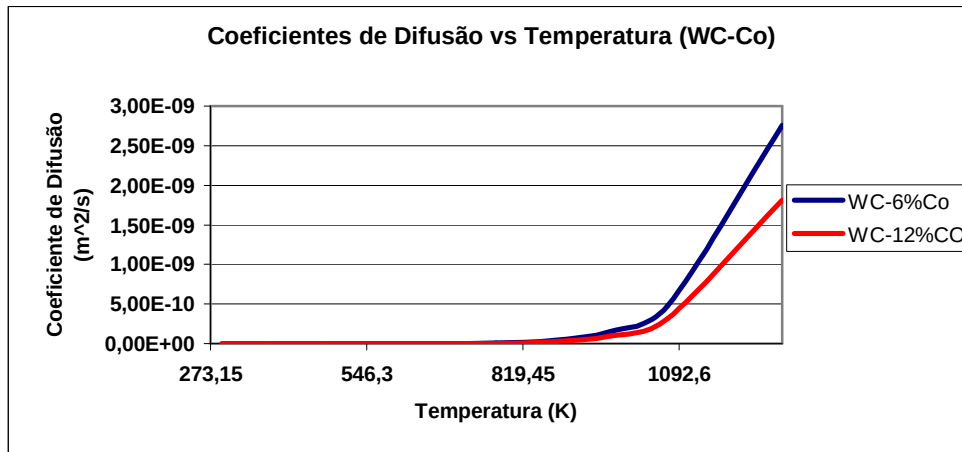


Figura 178: Coeficientes de Difusão do Co nos WC-Co

União WC-6%Co/WC-12%Co

Na Figura 179 observa-se a evolução da concentração de Cobalto na proximidade da interface. De acordo com o esperado, ao final de 600 segundos a uma temperatura de 850°C observa-se que a maior concentração de cobalto (12%) migra para a zona de menor concentração (6%). Observa-se assim uma zona afectada de cerca de 2,5mm onde se observa a influência do WC-12%Co no WC-6%Co.

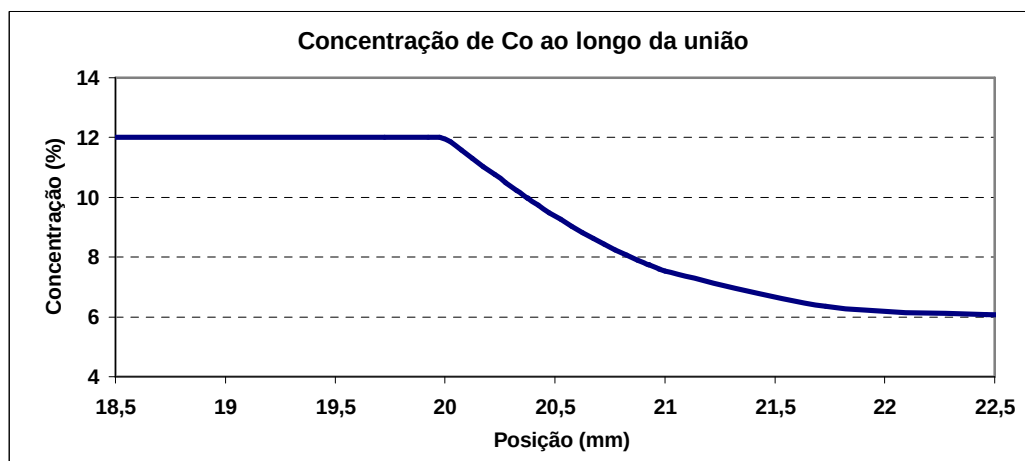


Figura 179: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 600 segundos

Na Figura 180 observa-se o gradiente de concentração de Co na zona envolvente da interface, ao fim de 400 segundos para uma temperatura de 850°C.

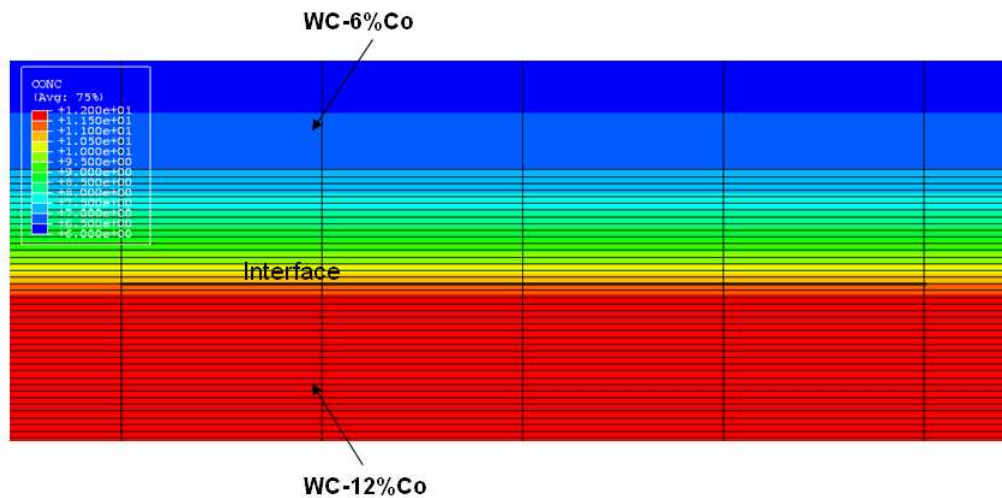


Figura 180: Gradiente de concentração de Co junto à interface WC-6%Co e WC-12%Co ao fim de 600 segundos

Na Figura 181 observa-se a evolução da concentração de cobalto na união ao longo do tempo. Verifica-se que com o aumento do tempo de soldadura, a área da zona afectada pelo material de maior concentração aumenta, verificando-se ainda uma variação de concentração mais suavizada.

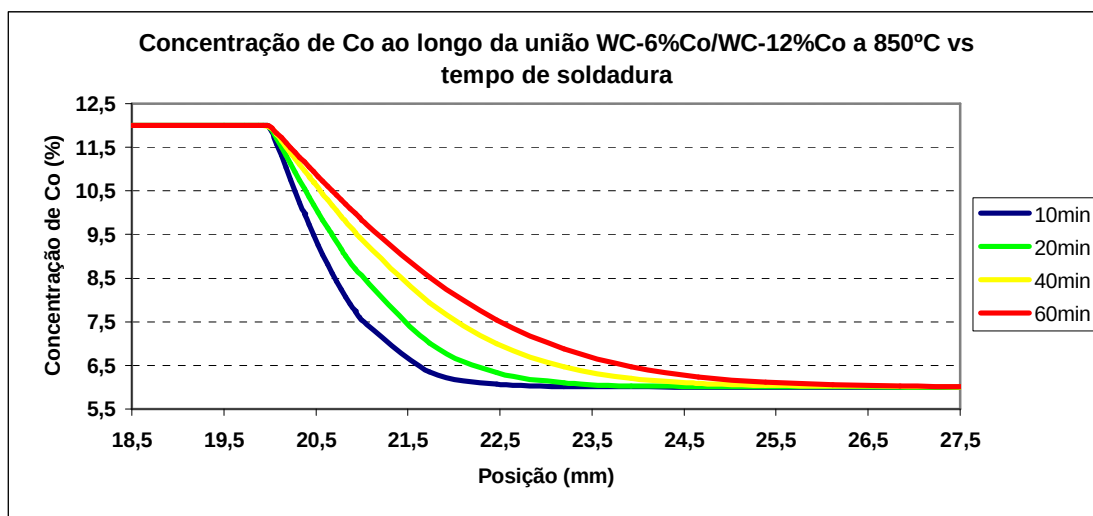


Figura 181: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao longo do tempo

Nas figuras seguintes observa-se a evolução da concentração de Co ao longo da união ao fim de 10, 20, 40 e 60 minutos, respectivamente.

Verifica-se que, para os diferentes tempos de soldadura, com o aumento da temperatura aplicada, a difusão do Cobalto no WC-6%Co aumenta.

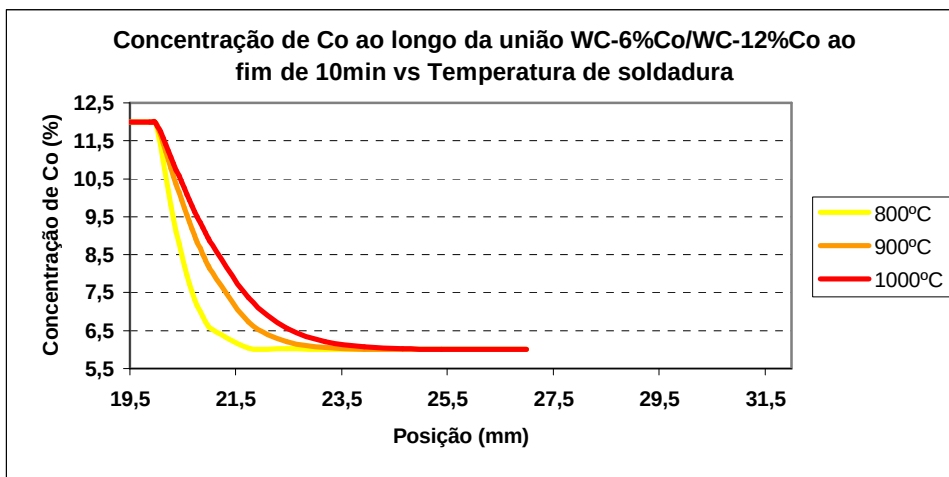


Figura 182: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 10min em função da temperatura

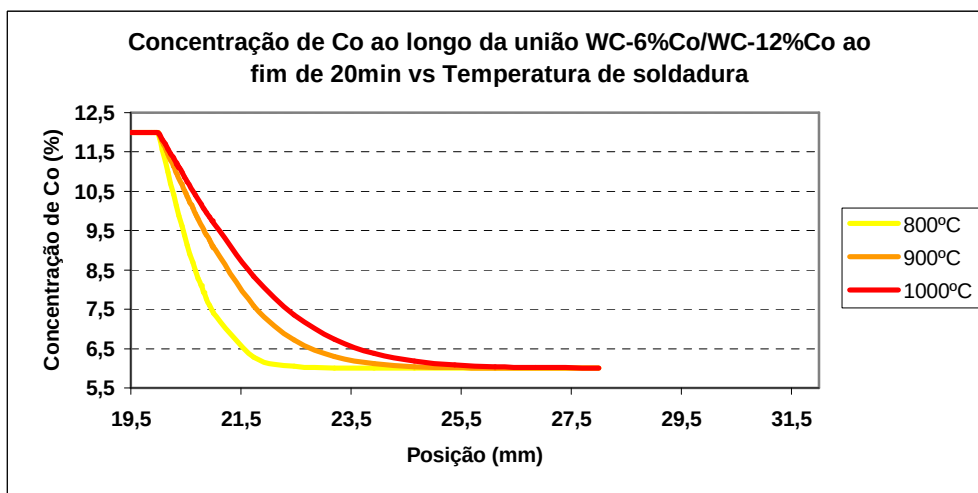


Figura 183: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 20min em função da temperatura

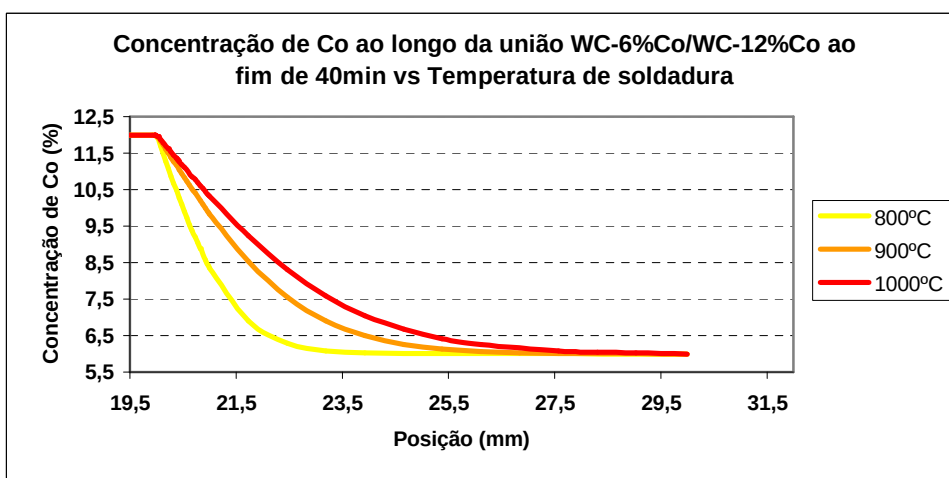


Figura 184: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 40min em função da temperatura

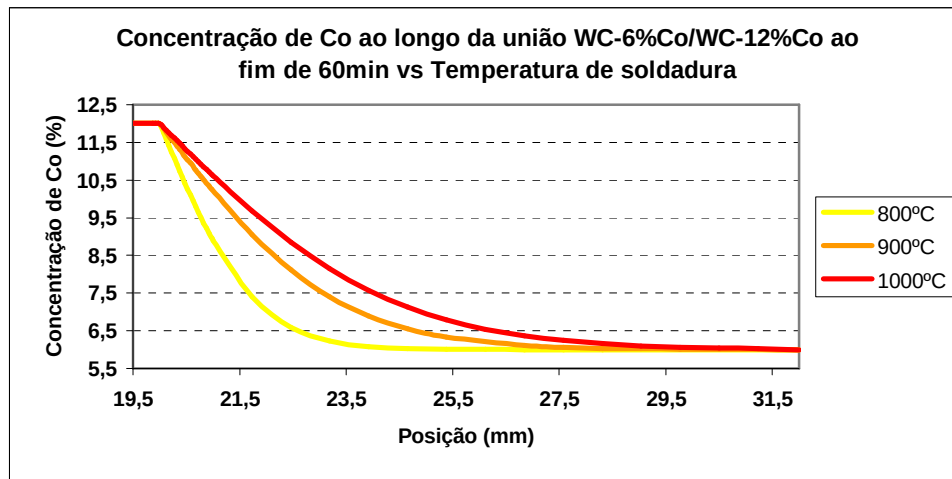


Figura 185: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao fim de 60min em função da temperatura

Na Figura 186 observa-se a evolução da concentração de Co ao longo da união em função do tempo e da temperatura de soldadura.

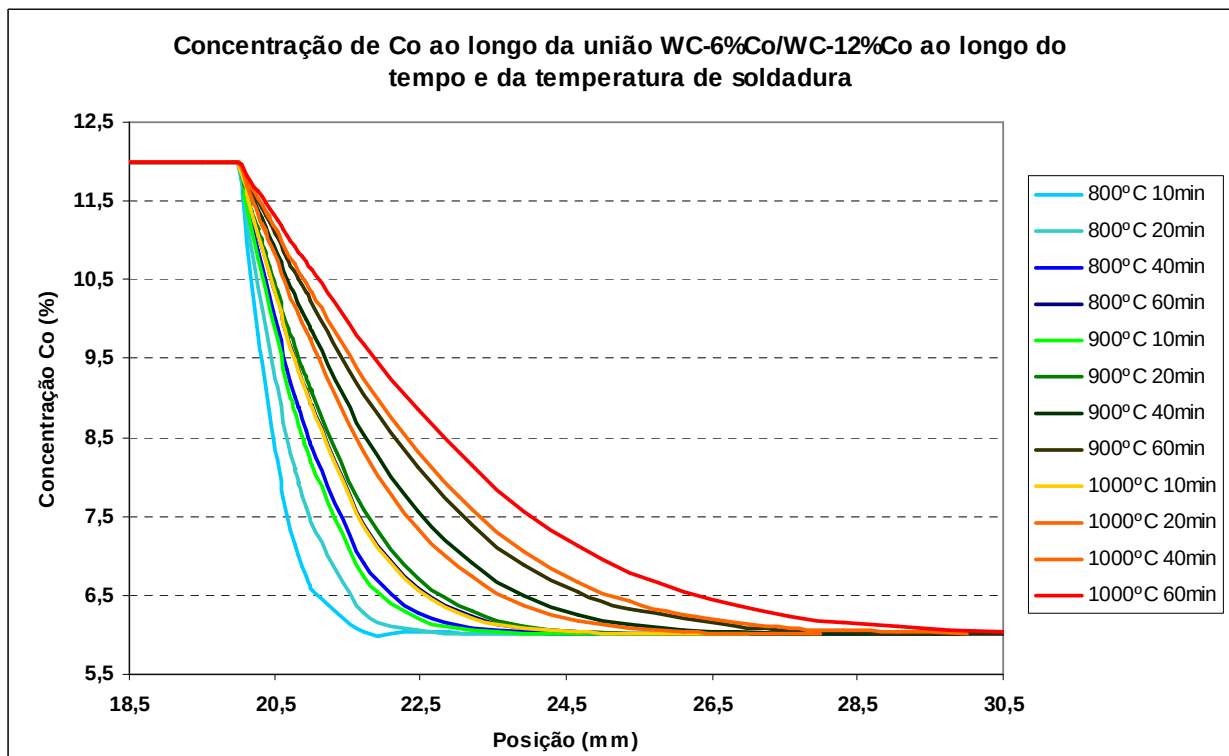


Figura 186: Concentração de Co na união WC-6%Co/WC-12%Co ao longo do tempo e da temperatura de soldadura

Verificam-se distribuições de Co semelhantes para os seguintes tempos e temperaturas de soldadura da Figura 187.

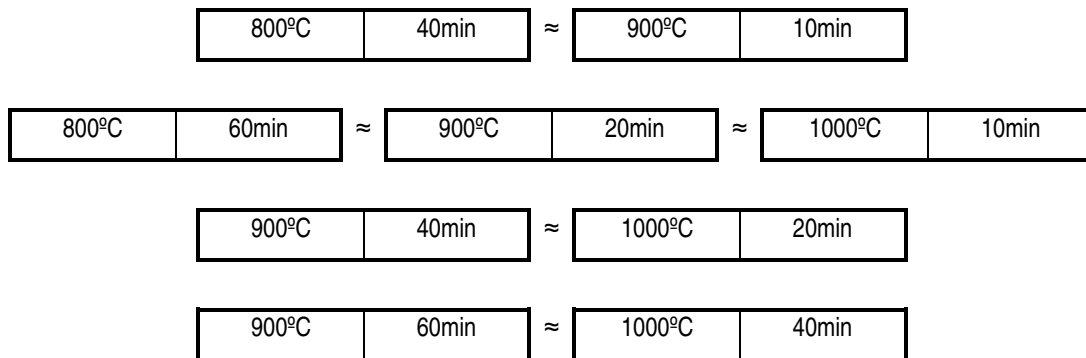


Figura 187: Equivalência da temperatura e do tempo de soldadura (efeito na concentração)

4.3.6 Discussão e validação dos resultados

Foram apresentados diversos modelos que simulam a concentração ao longo da superfície dos materiais em função da temperatura e tempo de soldadura.

Verifica-se que o comportamento das curvas obtidas está de acordo com o esperado, sendo que existe, em todos os casos, uma migração da zona de maior concentração para a zona de menor concentração.

No entanto, considerando os resultados apresentados, é importante validá-los.

Relembrando, a equação (9), que fornece a solução teórica para a Segunda Lei de Fick, apresentada no capítulo 1.4.5.

$$\frac{c_s - c_x}{c_s - c_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

Para os dados fornecidos por Padron *et al.* [38], foi feita uma comparação entre o modelo teórico e o modelo numérico desenvolvido em 4.3.3.

Na Figura 188 observa-se o gráfico que apresenta os resultados obtidos através do modelo numérico construído no ABAQUS/STANDARD® e a solução teórica, para a evolução da concentração ao longo do material, em função da temperatura e tempo de soldadura. Verifica-se que os resultados são muito semelhantes.

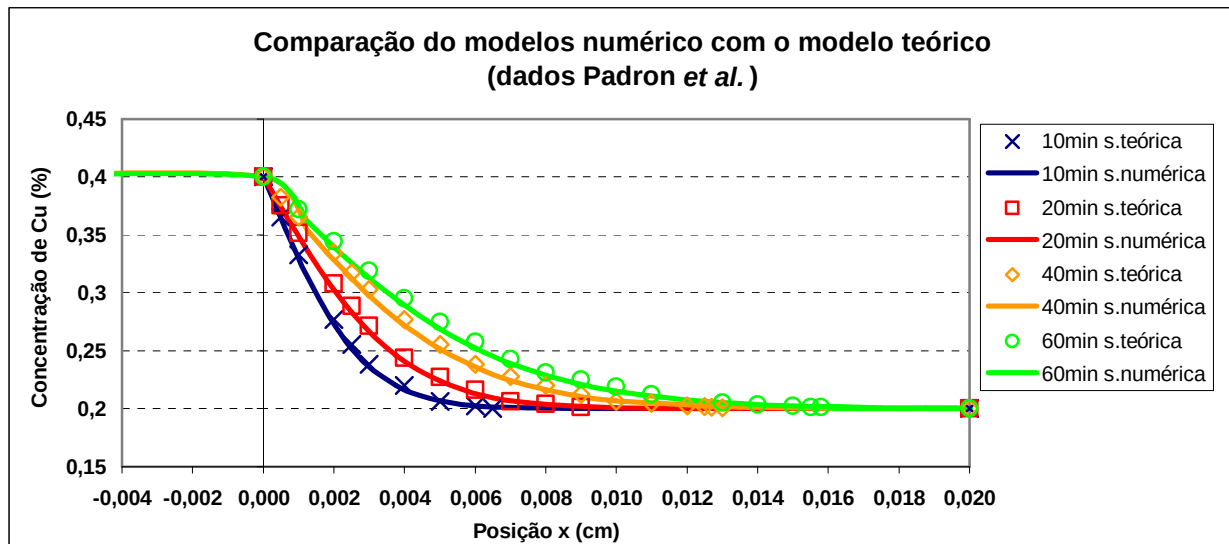


Figura 188: Comparação do modelo numérico com o modelo teórico de difusão (dados de Padron *et al.* [38])

Para o modelo desenvolvido em 4.3.4, baseado nos resultados apresentados por J. Quiñones *et al.* [4] que simula a concentração de Carbono C na soldadura de ferro fundido com aço, foi feita uma comparação entre os resultados obtidos pelo autor e os modelos desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD®.

Na Figura 189 a Figura 192 observa-se a comparação dos resultados numéricos com os resultados experimentais apresentados por J. Quiñones *et al.* [4], para diferentes tempos de soldadura (10min, 20min, 40min e 60min). Verifica-se que os resultados numéricos obtidos são bastante próximos dos resultados experimentais apresentados pelo autor. Existe apenas uma diferença entre os resultados numéricos e os resultados experimentais na concentração de C correspondente ao ferro fundido, que na proximidade da interface, experimentalmente decresce ligeiramente, para qualquer tempo de soldadura enquanto que numericamente se mantém igual à concentração inicial até à interface dos materiais.

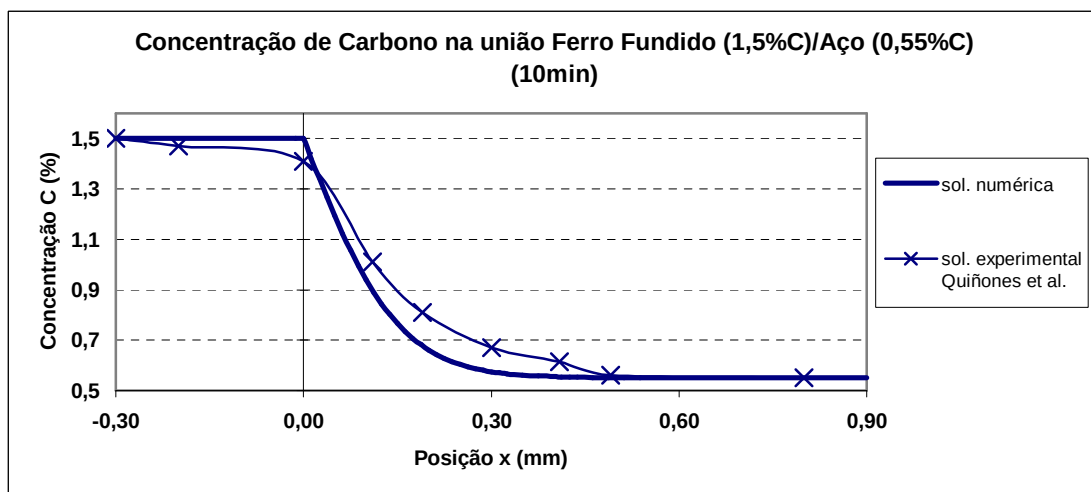


Figura 189: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones *et al.* [4] (10min)

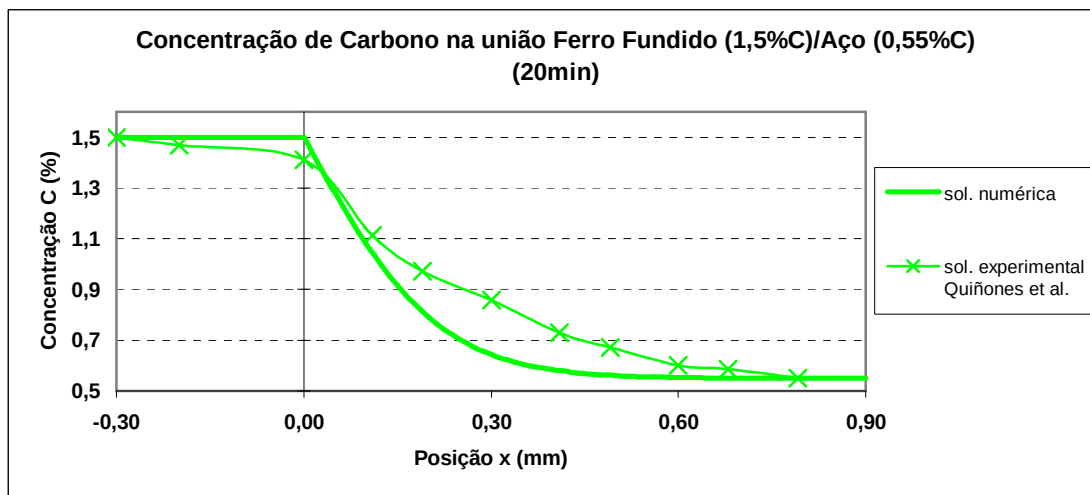


Figura 190: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones *et al.* [4] (20min)

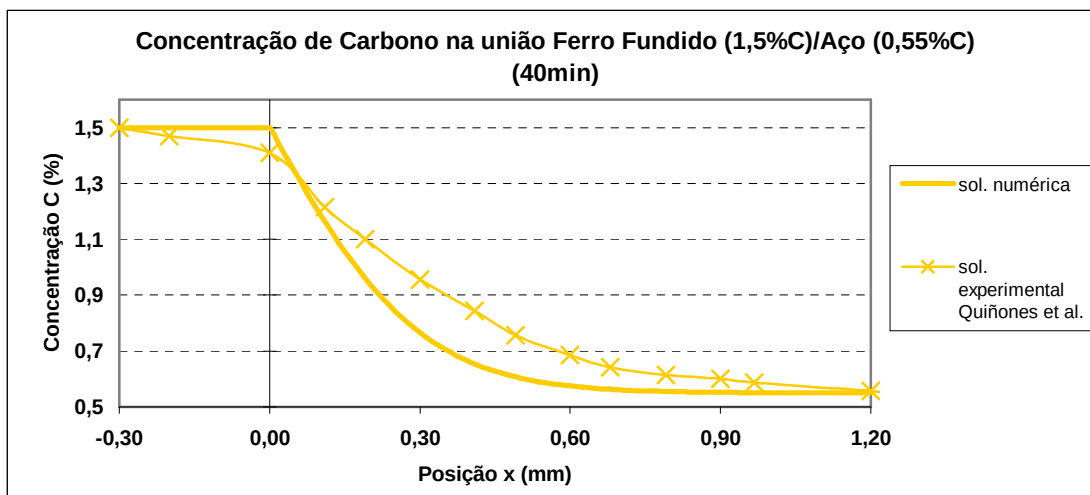


Figura 191: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones *et al.* [4] (40min)

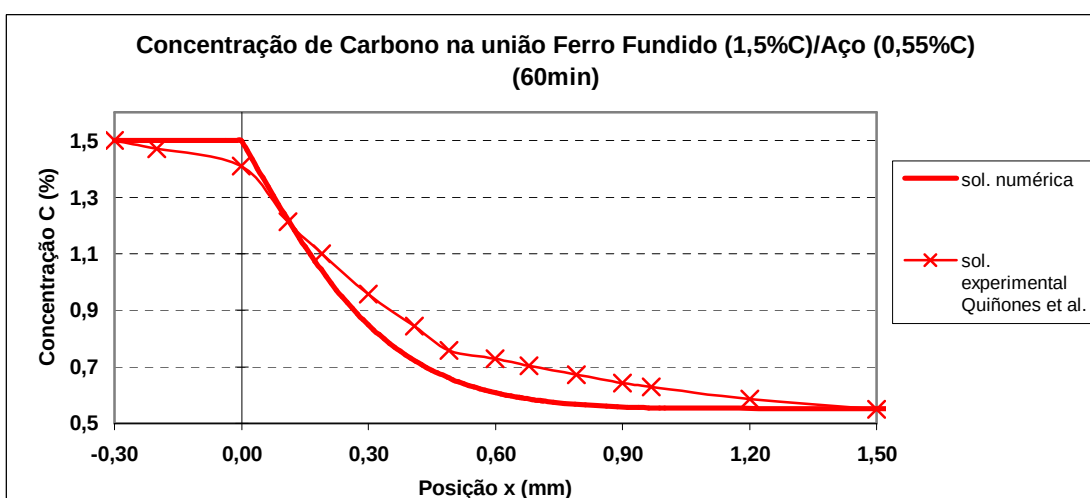


Figura 192: Comparação do modelo numérico com o modelo experimental de difusão de Quiñones *et al.* [4] (60min)

Assim, verifica-se que os modelos desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD® constituem uma muito boa aproximação quer do modelo teórico quer dos resultados experimentais, para dois materiais em contacto sujeitos à temperatura do processo de soldadura durante um determinado período de tempo, sendo que, em relação ao modelo teórico, a diferença dos resultados numéricos não tem significado. Comparando com os resultados experimentais, verifica-se uma pequena diferença de resultados, sendo de realçar apenas a diferença na concentração do material com maior teor do elemento que, nos resultados numéricos, se mantém constante até à interface enquanto que nos resultados experimentais decresce ligeiramente devido à migração do constituinte para o material adjacente.

4.4 Estudo do efeito da pressão, temperatura e arrefecimento durante o processo de soldadura com ABAQUS/STANDARD®

4.4.1 Introdução

Considerando os resultados experimentais obtidos nos provetes na Universidad Complutense de Madrid e na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto torna-se essencial compreender o comportamento das tensões geradas no material, considerando o efeito da pressão, temperatura, tempo de soldadura e tempo de arrefecimento e diferentes geometrias e materiais.

O estudo foi realizado recorrendo novamente ao software de Elementos Finitos ABAQUS e utilizado o Método Taguchi de forma a conceber as combinações de factores a considerar nos modelos.

4.4.2 Método Taguchi

De forma a analisar a influência da pressão, temperatura, tempo de soldadura e tempo de arrefecimento nas tensões geradas para as diferentes geometrias e materiais, o método mais simples seria o estudo de um parâmetro de cada vez, mantendo os outros parâmetros fixos.

Este método, *plano factorial completo*, conduziria a um grande número de simulações de modo a percorrer todas as combinações possíveis.

$(\text{Nível})^k = \text{Número de modelos}$, onde $\text{Nível} = \text{Número de níveis por factor}$ e $k = \text{Número de factores considerados}$.

Perante esta situação é possível diminuir o número de experiências mantendo a mesma informação, através da utilização de *planos factoriais fraccionários* e *arranjos ortogonais*. Estes planos foram criados em 1934 e desenvolvidos maioritariamente por Genichi Taguchi.

Partindo do exemplo do cubo da Figura 193 é possível conseguir que cada factor seja combinado com cada nível dos outros factores com um menor número de experiências [39].

Se a imagem do cubo for projectada num ecrã, teremos duas situações, com quatro experiências cada uma (Figura 194).

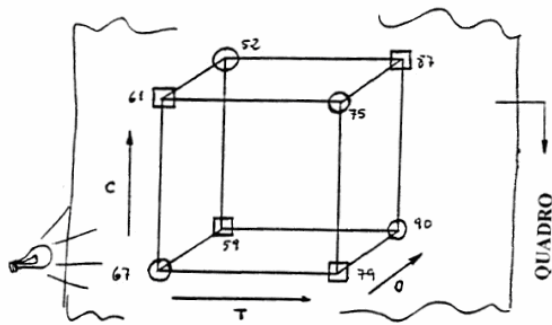


Figura 193: Cubo com factores nos vértices

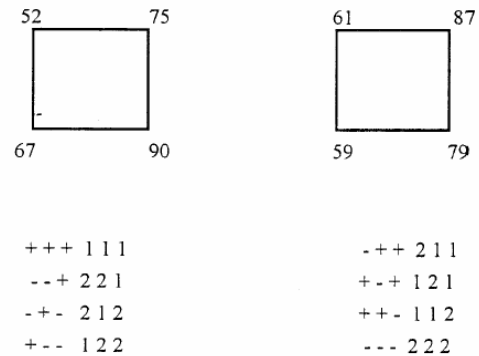


Figura 194: Cubo projectado

Com quatro experiências teremos a mesma informação, visto que cada nível de cada factor foi ensaiado com cada nível dos restantes factores.

Quando nas tabelas de resposta se comparam dois níveis de um mesmo factor (A1, A2), podemos ter a certeza de que o efeito de B em A1 é o mesmo que em A2. Esta constatação é designada de ortogonalidade. Cada coluna é linearmente independente em relação a qualquer outra. As conclusões obtidas para cada factor não afectam as restantes.

Este tipo de plano é o chamado *Factorial Fraccionário Saturado* ou *Arranjo Ortogonal*. Assim podem ser estudados tantos factores quantas colunas. Este é o tipo de plano que o Método de Taguchi utiliza e é designado pela simbologia: $L_a(b^c)$, em que:

$L \Rightarrow$ Linearmente independente

$a \Rightarrow$ Número de experiências

$b \Rightarrow$ Número de níveis de cada factor

$c \Rightarrow$ Número de colunas do plano = Número máximo de factores que se podem estudar com a experiência.

No caso do cubo temos $L_4(2^3)$. Este é o processo geral de definição de arranjos ortogonais que em muitos casos se encontram tabelados, sendo as matrizes mais comuns a $L_8(2^7)$, $L_9(3^7)$, $L_{12}(2^{11})$, ...

Graus de liberdade

Os graus de liberdade representam a quantidade de informação que se pode obter e desta forma quanto maior for o número de graus de liberdade maior será a informação que se obtém.

Quando se investiga a influência de um factor sobre a característica em estudo, compara-se a resposta segundo os níveis do factor. Se tivermos um factor “A” a dois níveis “A1” e “A2” (Figura 195), trata-se de conhecer qual dos níveis é o óptimo, sendo para tal necessário fazer apenas uma comparação.

Os graus de liberdade são o número de comparações que temos de fazer para concluir sobre o melhor nível.

Se o factor “A” tivesse três níveis “A1”, “A2” e “A3” (Figura 196), encontraríamos o melhor nível apenas com duas comparações: “A2” com “A1” e “A3” com “A1”.

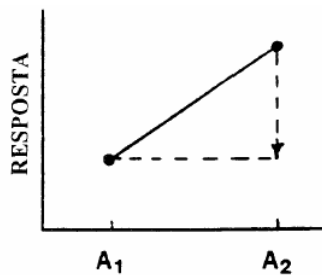


Figura 195: Resposta a dois níveis

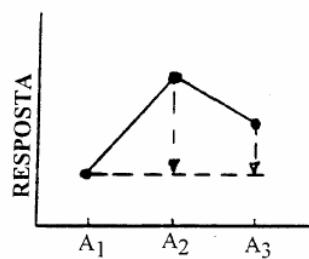


Figura 196: Resposta a três níveis

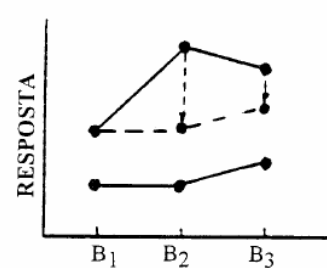


Figura 197: Interação de factores

Matematicamente, os graus de liberdade definem-se como o número de níveis menos um. No caso de existirem interações (factores que influenciam outros factores que dependem de outros) (Figura 197), considerando um factor “A” com dois níveis (1GL) e “B” com três níveis (2GL), serão necessárias duas comparações para se concluir. Deste modo a interação tem dois graus de liberdade.

Matematicamente, os graus de liberdade de uma interação de dois factores calculam-se da seguinte forma: $GL(A \times B) = GL(A) \times GL(B)$

Utilização prática do Método de Taguchi

A selecção do arranjo ortogonal que melhor se adapta processa-se da seguinte forma [40]:

- Selecção dos factores, níveis e possíveis interações
- Cálculo dos graus de liberdade, sendo escolhido o arranjo ortogonal igual ou imediatamente superior ao número de graus de liberdade
- Selecção da matriz ortogonal adequada

- Ajuste da matriz à experiência (associação de factores e interacções às respectivas colunas)
- Realização das experiências, conclusões e experiências de confirmação

4.4.3 Concepção dos modelos no ABAQUS/STANDARD®

A forma mais eficaz de abordar o problema é conseguida considerando geometrias a duas dimensões.

Geometrias

Assim, de acordo com o posicionamento dos materiais utilizado na parte experimental, as geometrias 2D utilizadas correspondem às figuras seguintes.

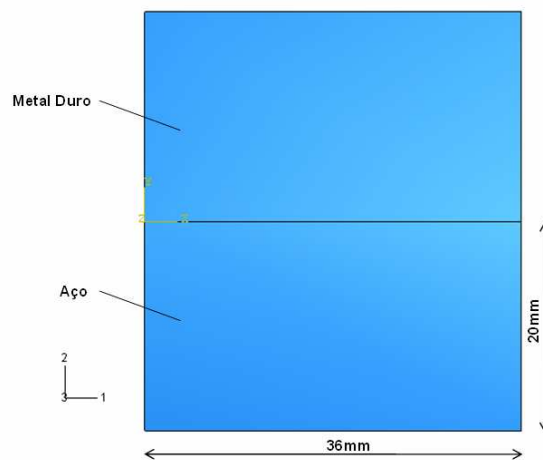


Figura 198: Geometria 2D topo a topo – geometria 1

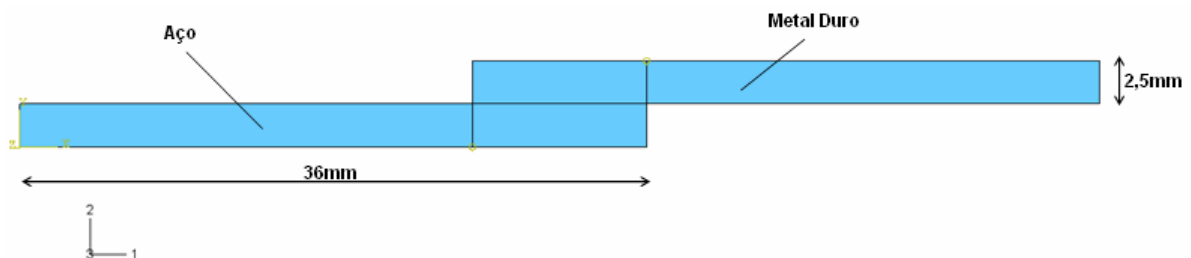


Figura 199: Geometria 2D com sobreposição (*overlap*) – geometria 2

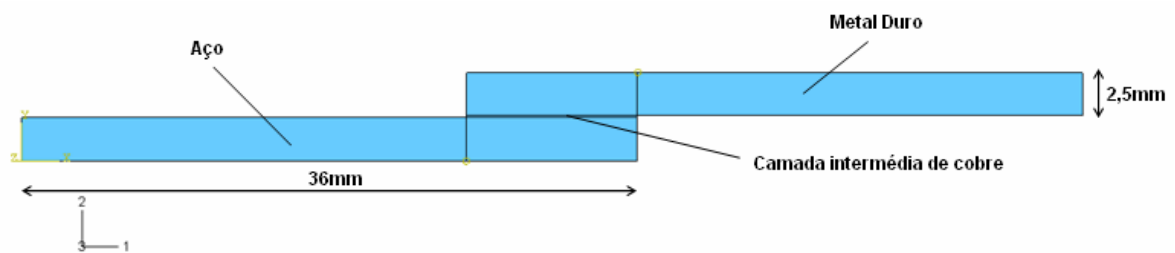


Figura 200: Geometria 2D com sobreposição (*overlap*) com camada intermédia de cobre – geometria 2

Propriedades dos materiais

As propriedades dos materiais foram introduzidas nos modelos de acordo com as apresentadas no capítulo 2.

Análise do problema

Após a introdução das propriedades dos materiais, foi necessário escolher o tipo de análise a realizar. Tendo em conta tratar-se duma análise termo-mecânica foi escolhida uma análise do tipo *coupled temperature displacement* sendo que, neste tipo de análise é possível considerar o efeito das tensões devido à aplicação de temperatura e vice-versa.

Para o incremento inicial foi escolhido 0,1 e para o incremento mínimo a utilizar na análise 1e-10. O incremento máximo foi definido como 10 numa análise com um máximo de 10000 incrementos, com período de tempo 60segundos (análise em regime transiente). Foi ainda definida uma variação máxima de temperatura por incremento de 100°C.

Contacto entre peças

Após a definição da geometria, das propriedades dos materiais e do tipo de análise a efectuar, foi necessário definir a condição de contacto entre os dois materiais. Tendo em conta o contacto entre as peças no início do processo de aquecimento e a necessidade da aplicação da pressão e da temperatura, foi definida a condição *surface-to-surface contact* considerando propriedades de condução térmica e de atrito entre as peças.

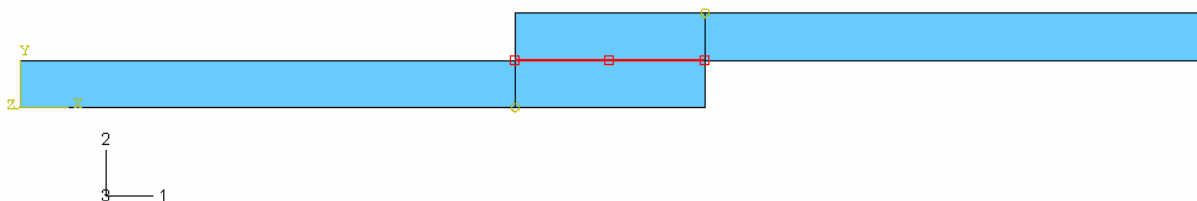


Figura 201: Contacto entre peças

Após o aquecimento das peças, considerando o processo de soldadura completo foi aplicada uma condição de ligação entre as peças (*tie*) de modo a que estas arrefecessem em conjunto, unidas pela interface.

Condições de fronteira do problema

Para a geometria 1, tendo em conta que as peças foram soldadas com o auxílio do suporte, estas estavam apenas apoiadas em 25mm (Figura 202). Assim, foram definidas as condições de fronteira de acordo com a Figura 203. Na superfície superior do metal duro o movimento foi limitado em xx para garantir a limitação do movimento do provete superior nesta direcção durante a aplicação da pressão. Na superfície inferior do aço o movimento foi limitado em yy pois o suporte não permite o movimento vertical das peças. Foram ainda introduzidos dois apoios duplos nos limites da localização do suporte para evitar o deslocamento da peça.

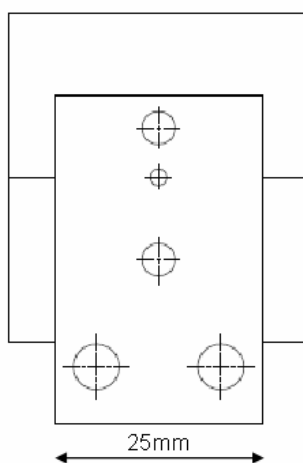


Figura 202: Peças no suporte

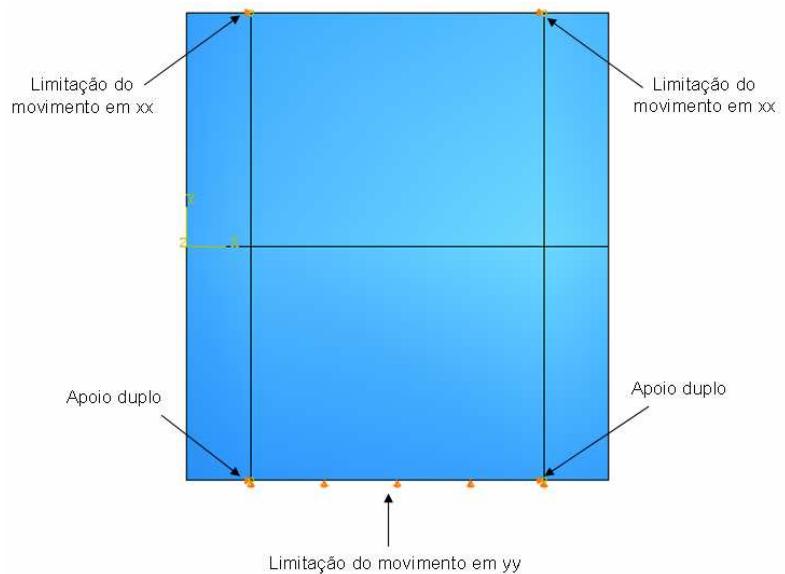


Figura 203: Condições de fronteira da geometria 1

Para a geometria 2, tendo em conta que as peças foram soldadas sem auxílio de suporte as condições de fronteira tornam-se mais simples. Assim, foram definidas as condições de fronteira de acordo com a Figura 204. Na superfície superior do metal duro o movimento foi limitado em xx na zona de aplicação da pressão para garantir a limitação do movimento do provete superior nesta direcção durante a aplicação da pressão. Na superfície inferior do aço o movimento foi limitado em yy pois o suporte não permite o movimento vertical das peças. Foram ainda introduzidos dois apoios de modo a limitar o deslocamento da peça.

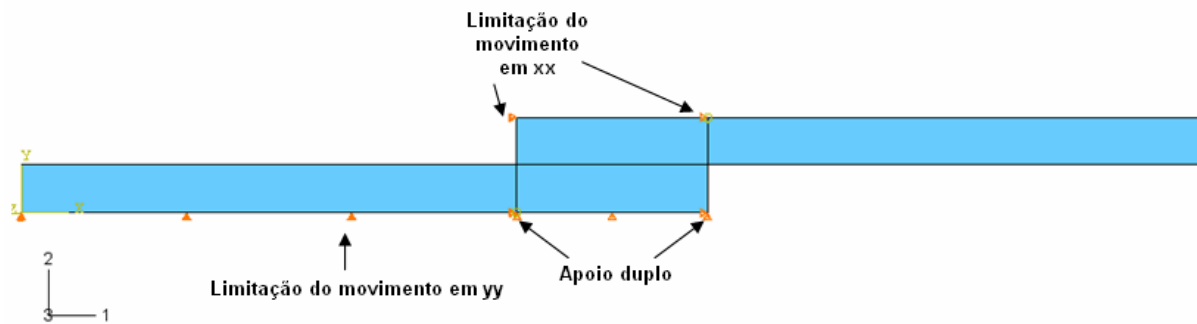


Figura 204: Condições de fronteira da geometria 2

Aplicação da pressão e temperatura

Na Figura 205 e Figura 206 observa-se a aplicação da pressão e temperatura, respectivamente, relativas à geometria 1 em que a aplicação de pressão está limitada na extensão a 25mm de forma a simular o dispositivo do forno.

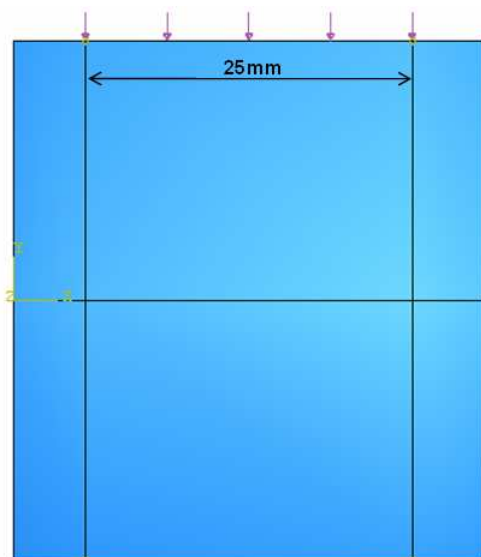


Figura 205: Aplicação da pressão na geometria 1

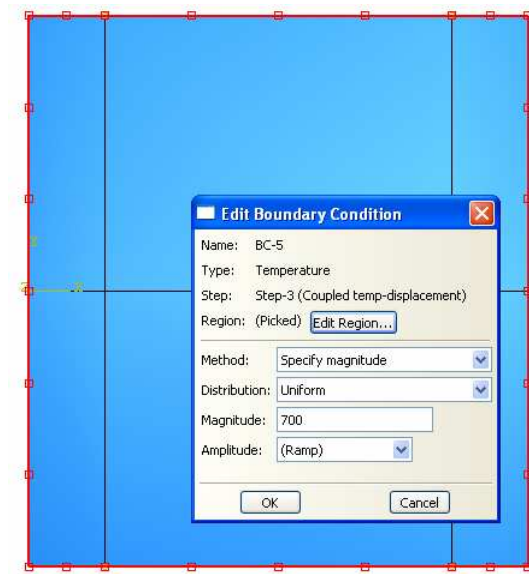


Figura 206: Aplicação da temperatura na geometria 1

Na Figura 207 e Figura 208 observa-se a aplicação da pressão e temperatura, respectivamente relativas à geometria 2. A aplicação da pressão está limitada à zona de sobreposição tal como no dispositivo do forno.

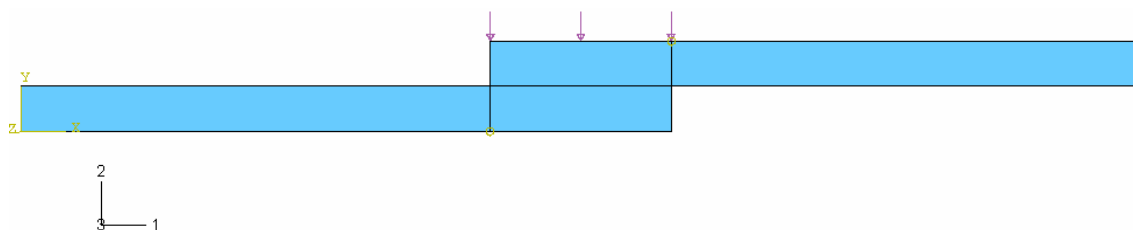


Figura 207: Aplicação da pressão na geometria 2

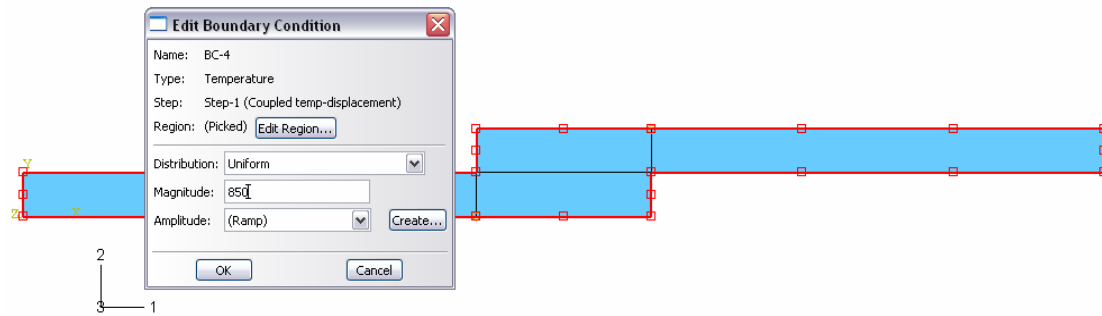


Figura 208: Aplicação da temperatura na geometria 2

Geração da malha

A malha foi gerada escolhendo elementos para análises do tipo *Coupled Temperature-Displacement* CPE4T (Figura 209). Estes elementos são elementos lineares, quadráticos bidimensionais, adequados a estados planos de deformação provocados pela aplicação de cargas mecânicas e térmicas. Utiliza deslocamentos bilineares e ainda um grau de liberdade para os campos de temperatura.

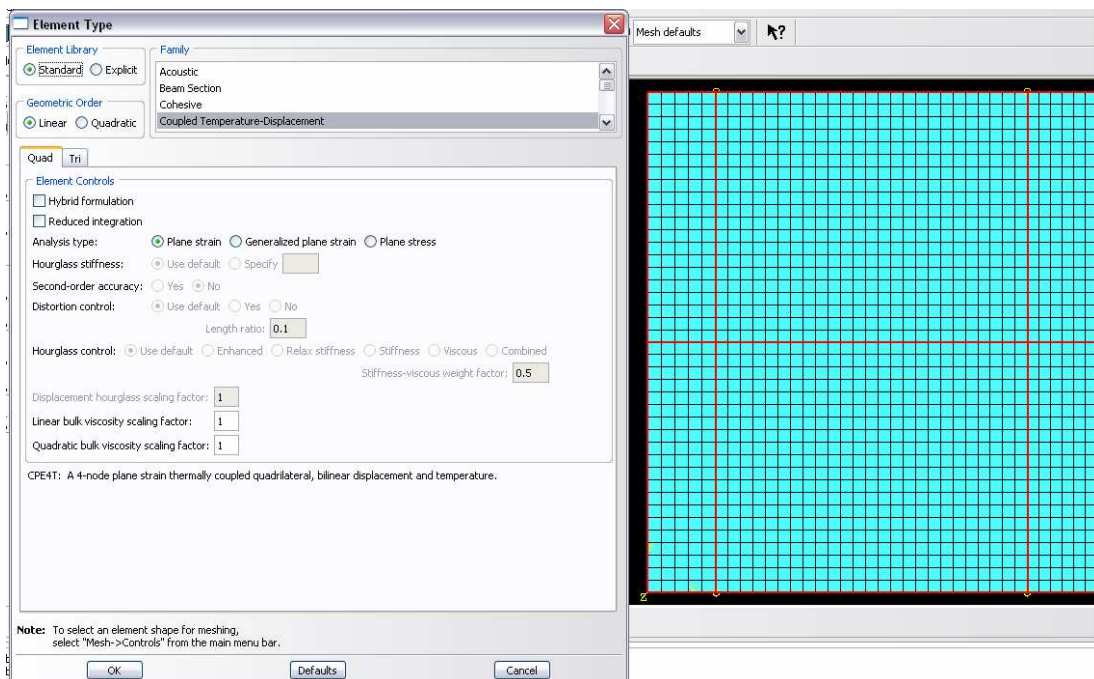


Figura 209: Geração da malha na geometria 1

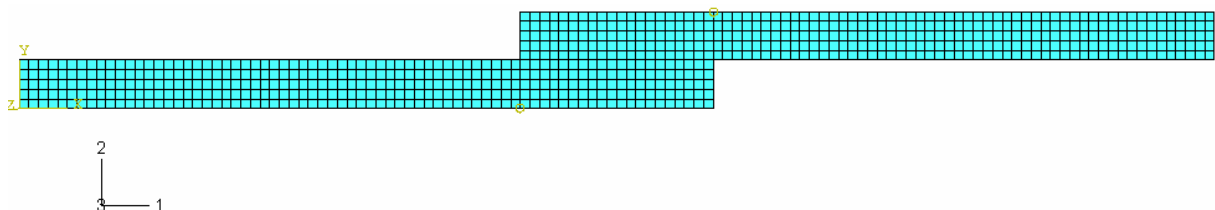


Figura 210: Exemplo de malha na geometria 2

4.4.4 Plano de experiências 1 – Tensões e deformações na geometria 1

Considerando as soldaduras topo a topo realizadas na Universidade de Complutense em Madrid, pretende-se avaliar o efeito da temperatura, tempo de soldadura e tipo de metal duro utilizado no campo de tensões gerado durante o aquecimento e o arrefecimento do processo de soldadura por difusão. Pretende-se ainda avaliar a deformação do provete considerando o aquecimento que ocorre no processo.

Tendo sido definidos três factores a dois níveis cada um, foi utilizada uma matriz $L_4(2^3)$ (Tabela 23)

Tabela 23: Matriz $L_4(2^3)$ [40]

Número da experiência	Coluna 1	Coluna 2	Coluna 3
1	1	1	1
2	1	2	2
3	2	1	2
4	2	2	1

Para o aquecimento, para os níveis correspondentes à temperatura foram utilizados os valores de temperatura (máxima e mínima) utilizados no ensaio 1 das uniões topo a topo. Para a pressão foi considerado o valor médio de 48MPa e dois tempos de soldadura de 10 e 30 minutos de modo a avaliar a sua influência. Foram considerados os dois tipos de metal duro (WC-6%Co e WC-12%Co).

Para análise do efeito do arrefecimento durante o processo de soldadura, foram escolhidos igualmente três factores a dois níveis cada um, sendo a temperatura, o tempo de arrefecimento e o metal duro. Para a temperatura foram utilizados igualmente os valores de temperatura máxima e mínima do ensaio 1 das uniões topo a topo e para o tempo de arrefecimento foram considerados 60 e 120 minutos. Da mesma forma foram considerados os dois tipos de metal duro (WC-6%Co e WC-12%Co).

Na Tabela 24 encontram-se os três factores e os respectivos níveis.

Tabela 24: Factores e níveis do plano de experiências 1 - aquecimento

Factores	Nível 1	Nível 2
A – Temperatura	875°C	825°C
B – Tempo de soldadura	10min	30min
C – Material (WC-Co)	WC-6%Co	WC-12%Co

A matriz para a realização dos modelos de aquecimento do primeiro plano de experiências encontra-se na Tabela 25.

Tabela 25: Matriz do plano experiências 1 - aquecimento

Número da experiência	Temperatura (°C)	Tempo de soldadura (min)	Material (WC-Co)
1	875	10	WC-6%Co
2	875	30	WC-12%Co
3	825	10	WC-12%Co
4	825	30	WC-6%Co

Na Tabela 26 encontram-se os três factores e os respectivos níveis dos modelos relativos ao arrefecimento

Tabela 26: Factores e níveis do plano de experiências 1- arrefecimento

Factores	Nível 1	Nível 2
A – Temperatura	875°C	825°C
B – Tempo de arrefecimento	60min	120min
C – Material (WC-Co)	WC-6%Co	WC-12%Co

A matriz para a realização do plano de experiências dos modelos para o estudo das tensões no arrefecimento encontra-se na Tabela 27.

Tabela 27: Matriz do plano experiências 1 - arrefecimento

Número da experiência	Temperatura (°C)	Tempo de arrefecimento (min)	Material (WC-Co)
1	875	60	WC-6%Co
2	875	120	WC-12%Co
3	825	60	WC-12%Co
4	825	120	WC-6%Co

4.4.5 Resultados e discussão – Plano de experiências 1

Aquecimento

Na Figura 211 observa-se a evolução do aquecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura. Verifica-se um aquecimento mais rápido no metal duro devido à sua maior condutividade em relação ao aço (no caso do WC-6%Co cerca do dobro).

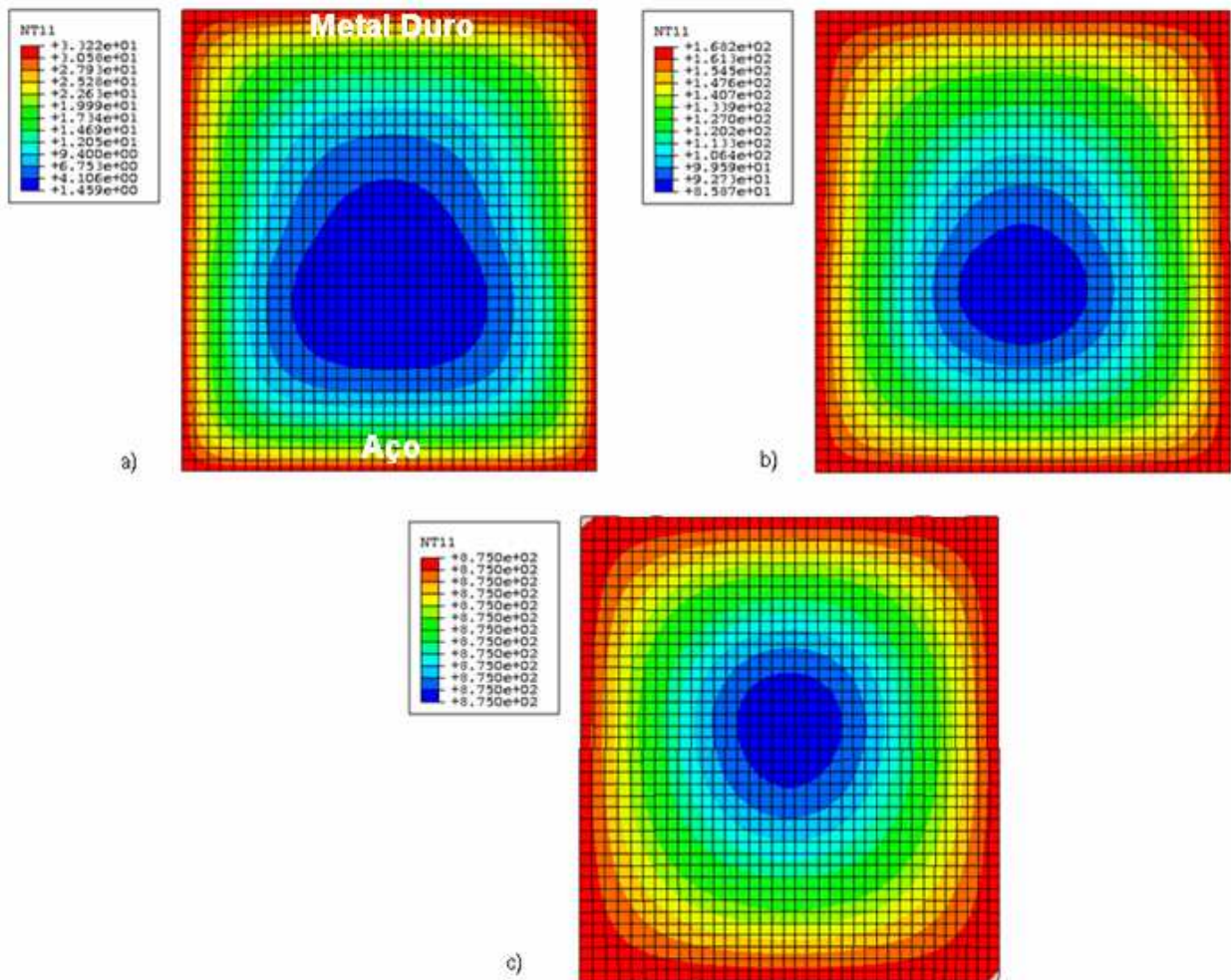


Figura 211: Evolução do aquecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 1

a) início aquecimento; b) meio do processo de aquecimento; c) final do aquecimento

Na Figura 212 observam-se as tensões instaladas para a experiência 2. As tensões obtidas nos materiais foram medidas nos nós assinalados de modo a serem obtidos os valores médios e o desvio padrão das tensões instaladas para ambos os materiais.

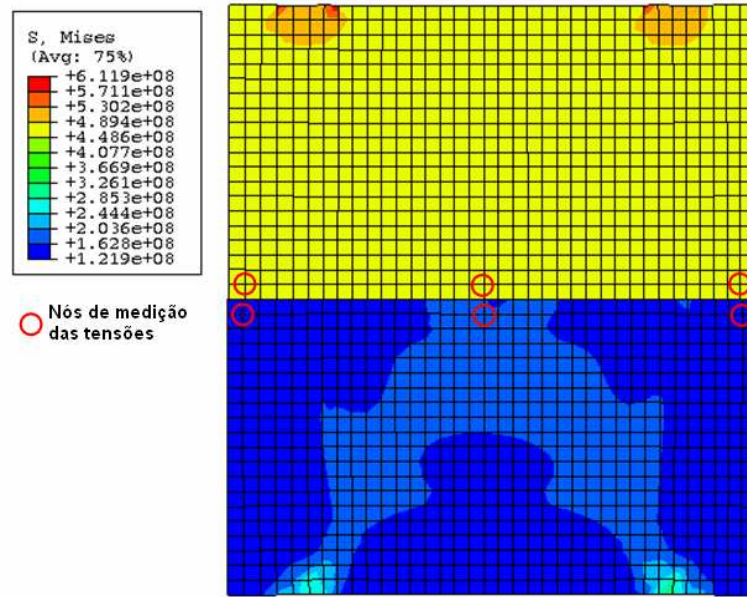


Figura 212: Nós de medição das tensões

Nas figuras seguintes apresentam-se os gráficos com a evolução das tensões em função dos três factores em termos de valores médios e desvio padrão.

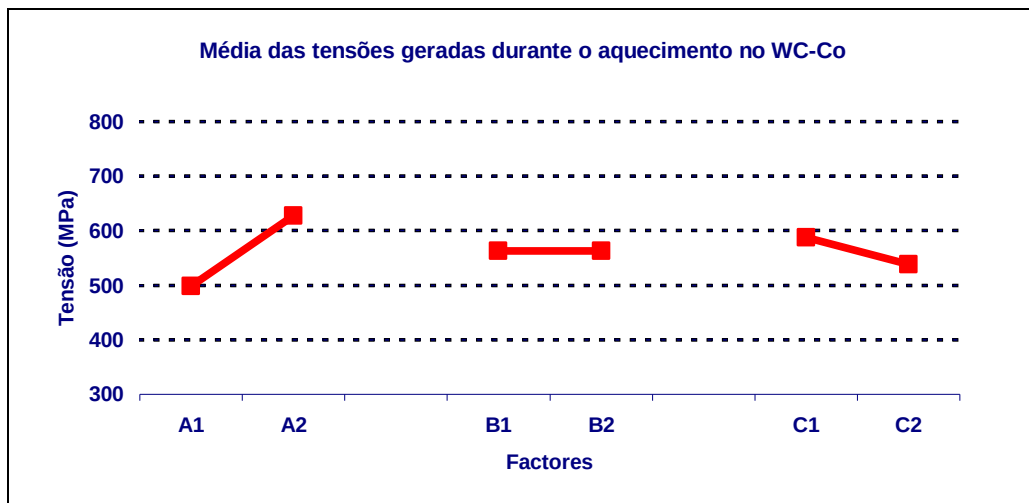


Figura 213: Média das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1

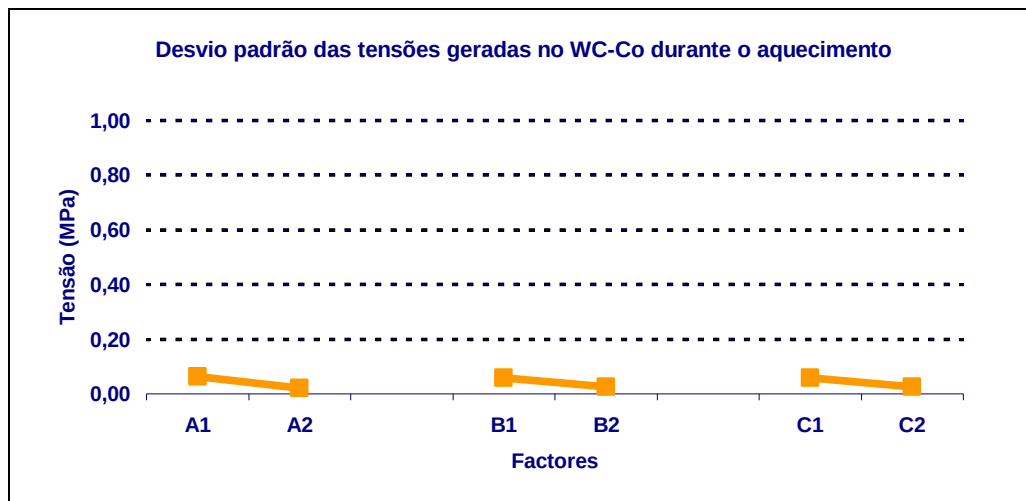


Figura 214: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1

No metal duro, em termos de valores médios, verifica-se que são obtidas tensões mais baixas para A1 e C2 sendo que B tem influência nula. Em termos de desvio padrão verifica-se que este é menor para A2, B2 e C2. São obtidas tensões mais baixas para temperaturas mais altas devido ao comportamento plástico do aço a elevadas temperaturas.

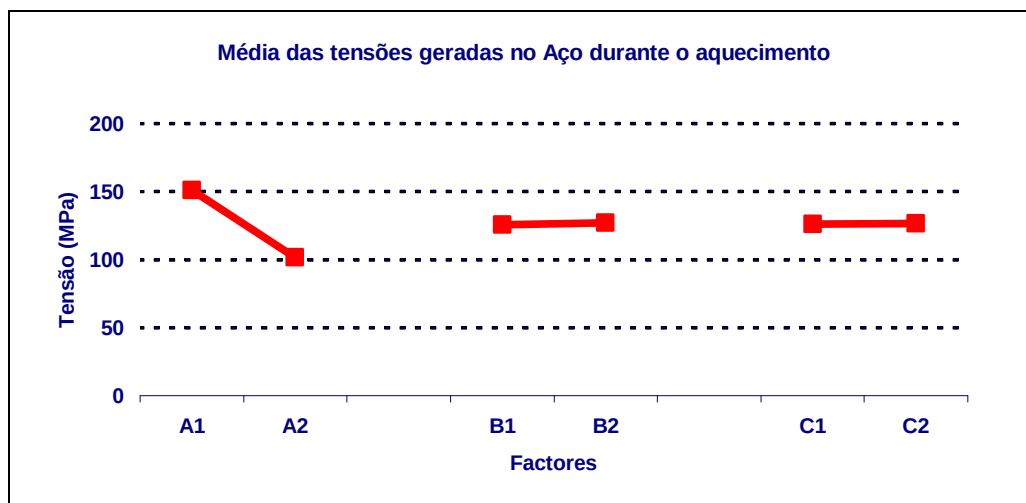


Figura 215: Média das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 1

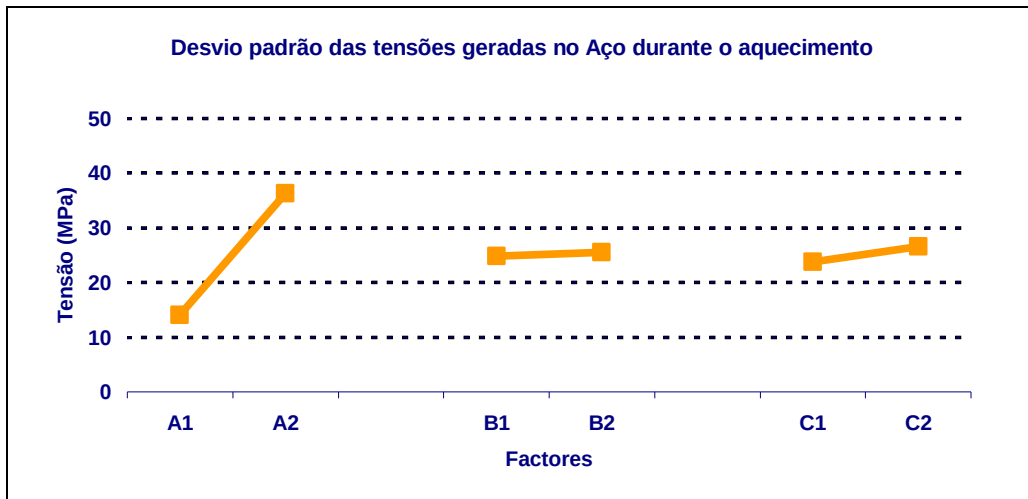


Figura 216: Desvio padrão das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 1

No aço, em termos de valores médios, verifica-se que são obtidas tensões mais baixas para A2 sendo que B tem muito pouca influência e C não deve ser considerado pois até à união dos materiais, o metal duro não exerce influencia sobre o aço. Em termos de desvio padrão verifica-se que este é menor para A1 e B1.

As deformações obtidas nos materiais, obtidas através da medição dos deslocamentos, foram medidas nos nós assinalados na Figura 217 de modo a serem obtidos os valores médios e o desvio padrão para ambos os materiais.

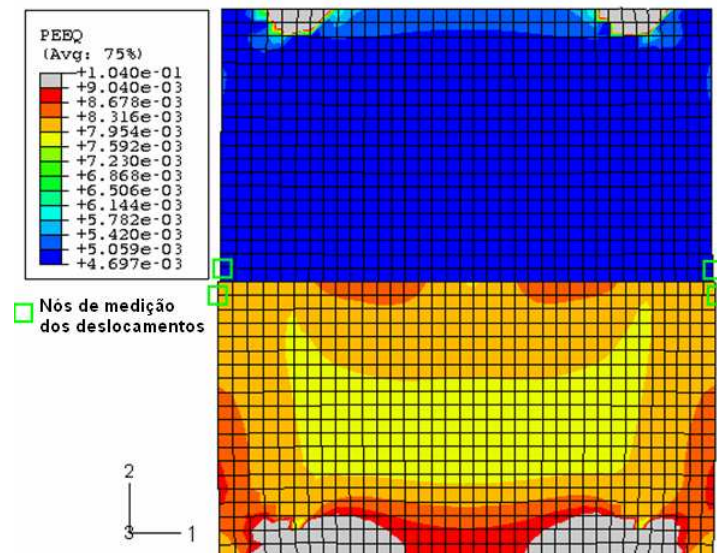


Figura 217: Nós de medição dos deslocamentos

Nas figuras seguintes apresentam-se os gráficos com os deslocamentos em ambos os materiais em função dos três factores em termos de valores médios e desvio padrão.

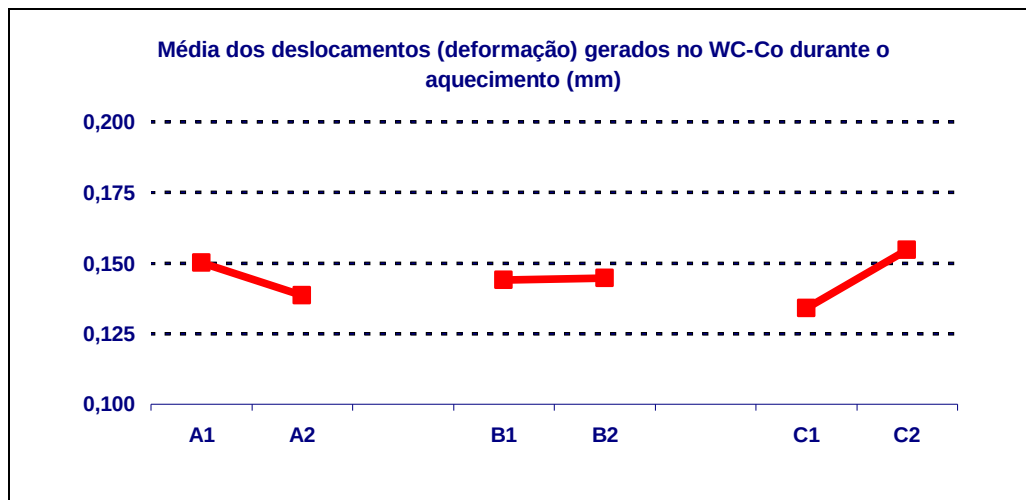


Figura 218: Média dos deslocamentos (deformação) gerados no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1

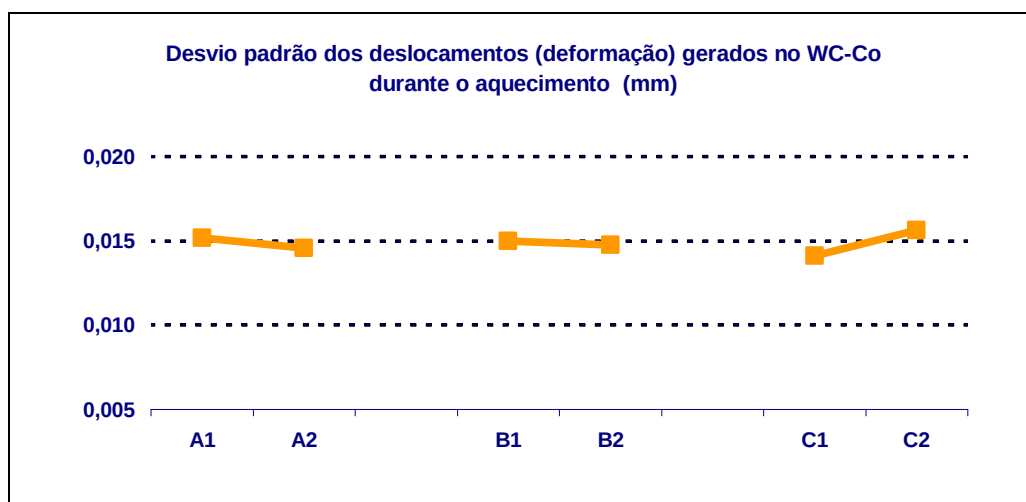


Figura 219: Desvio padrão dos deslocamentos (deformação) gerados no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 1

No metal duro a minimização dos deslocamentos e consequente minimização das deformações verifica-se para a combinação A2 C1 sendo que B não tem influência, como seria de esperar visto que A2 corresponde a uma menor temperatura e consequentemente uma menor dilatação devido à temperatura aplicada e C1 pois o WC-6%Co possui em média um coeficiente de expansão térmica menor do que o do WC-12%Co.

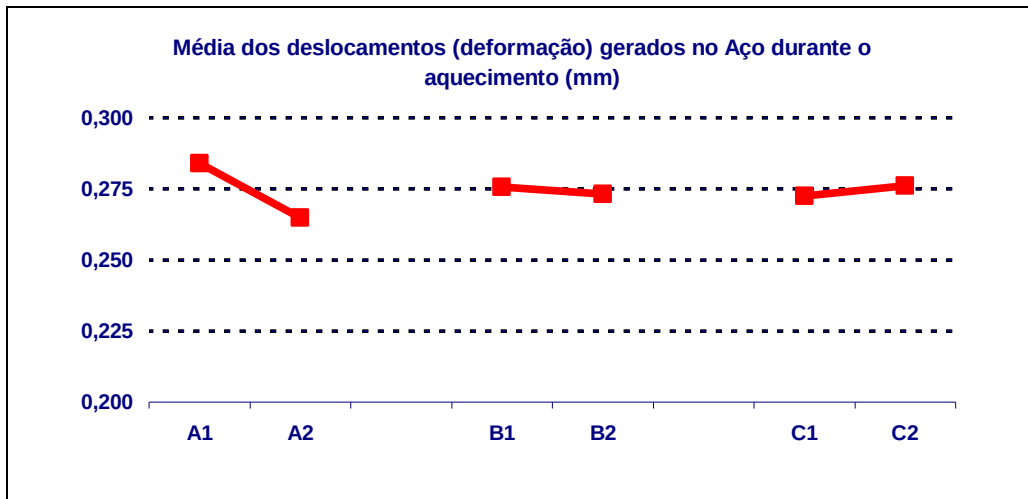


Figura 220: Média dos deslocamentos (deformação) gerados no aço durante o aquecimento – plano de experiências 1

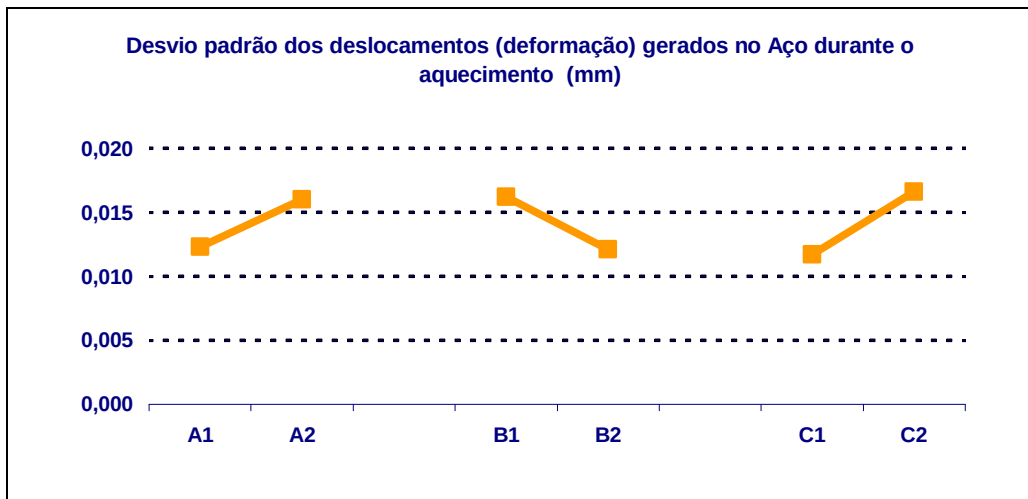


Figura 221: Desvio padrão dos deslocamentos (deformação) gerados no aço durante o aquecimento – plano de experiências 1

Em relação ao aço verifica-se igualmente uma menor deformação para o A2. B tem muito pouca influência assim como C (materiais ainda não estão unidos), sendo aconselhável escolher C1 considerando o menor desvio padrão.

Arrefecimento

Considerando que as soldaduras realizadas entre o metal duro e aço com geometria topo a topo na maioria dos casos quebraram pelo metal duro, interessa apenas analisar as tensões geradas no metal duro.

Na Figura 222 observa-se a contracção dos materiais durante o arrefecimento (imagem com factor de escala 8x) e a diferença de tensões entre o aço (300/400MPa) e o metal duro (3000MPa).

Para o estudo das tensões geradas no arrefecimento, os nós estudados foram os mesmos da Figura 217, apenas para o metal duro.

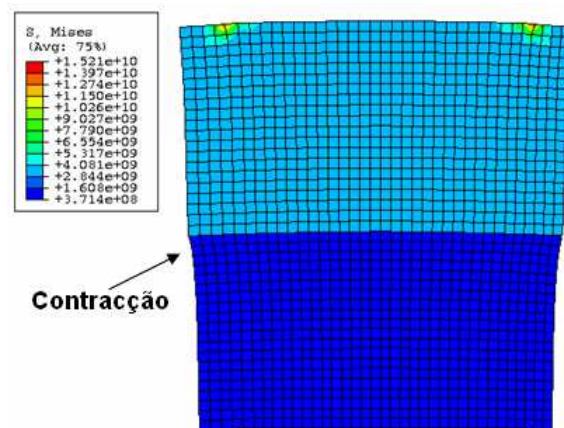


Figura 222. Contração dos materiais no arrefecimento

Assim, analisando as figuras seguintes observam-se as tensões na ordem dos 3000MPa. Verifica-se que para A1 e C1 os valores das tensões são mais baixos mas não o suficiente para que não ocorra fractura.

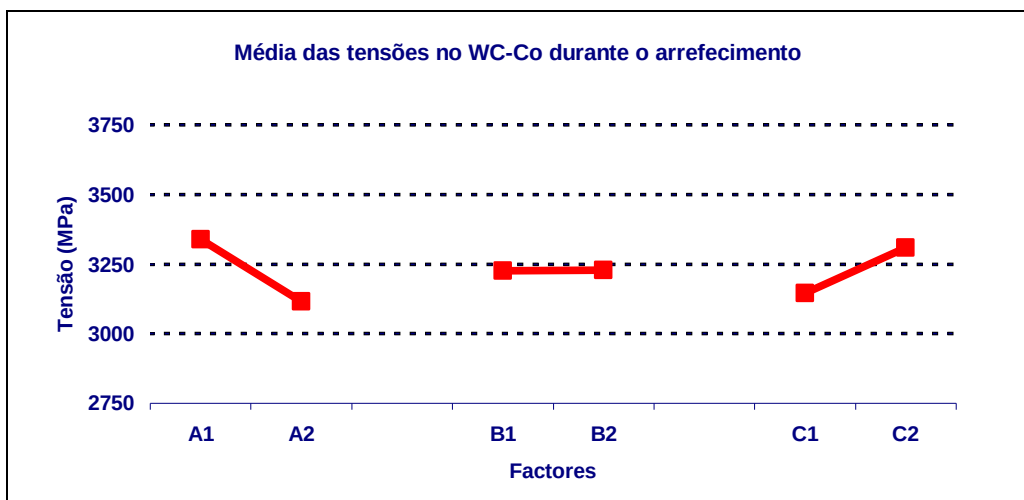


Figura 223: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 1

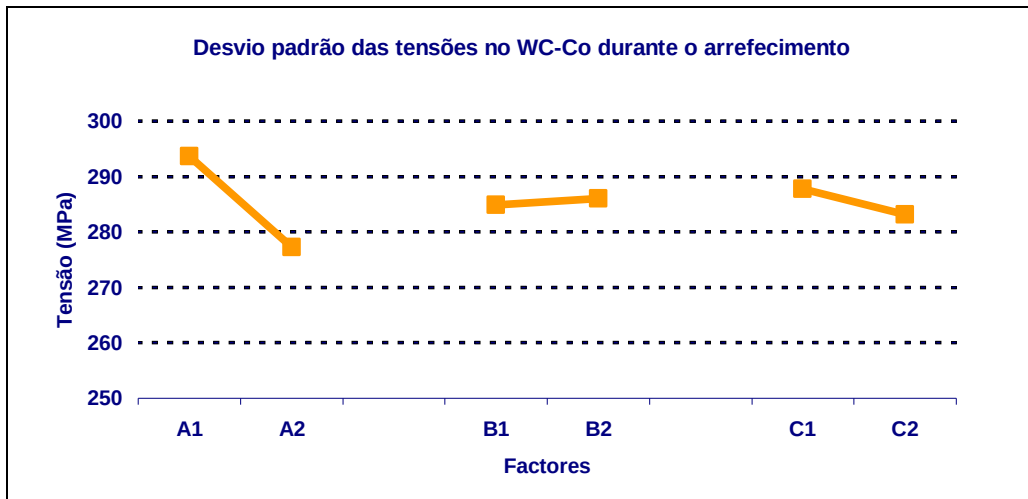


Figura 224: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 1

Conclusões

Sendo o metal duro um material frágil, considerando as tensões instaladas, deverá ser escolhida a temperatura mais baixa (A2), para um tempo de soldadura de 10 minutos (B1) (gera menor dispersão em relação à média e menor tempo de consumo de energia) e utilizado o WC-12%Co (C2) pois suporta melhor a influência da temperatura e pressão devido ao seu menor Módulo de Young.

Em termos de deformações, de forma a serem minimizadas, deveria ser escolhida igualmente a menor temperatura.

Como observado experimentalmente, verifica-se que são geradas tensões muito elevadas no metal duro que conduzem à fissuração do material.

4.4.6 Plano de experiências 2 – Efeito da geometria

Considerando os resultados anteriores, é necessário avaliar a influência da geometria utilizada. Para tal, foram criados modelos considerando a geometria topo-a-topo e a geometria *overlap* da Figura 198 e Figura 199, respectivamente.

Para analisar o efeito do aquecimento durante o processo de soldadura, foram escolhidos igualmente três factores a dois níveis cada um, sendo a temperatura, a geometria e o metal duro os factores a estudar. Para a temperatura foram utilizados os valores de temperatura anteriormente utilizados e foram considerados os dois tipos de metal duro (WC-6%Co e WC-12%Co). Os modelos foram criados para uma pressão aplicada de 48MPa e um tempo de soldadura de 10minutos, visto não ter sido verificada influência significativa do tempo nas tensões geradas.

Para o estudo do arrefecimento foram considerados igualmente os mesmos três factores a dois níveis, sendo que o arrefecimento foi realizado em 60minutos e não foi aplicada qualquer pressão.

Os planos de experiências foram construídos igualmente recorrendo a uma matriz $L_4(2^3)$.

Na Tabela 28 encontram-se os três factores e os respectivos níveis.

Tabela 28: Factores e níveis do plano de experiências 2 – aquecimento e arrefecimento

Factores	Nível 1	Nível 2
A – Temperatura	875°C	825°C
B – Geometria	1	2
C – Material (WC-Co)	WC-6%Co	WC-12%Co

A matriz para a realização do plano de experiências está representada na Tabela 29.

Tabela 29: Matriz do plano experiências 2 – aquecimento e arrefecimento

Número da experiência	Temperatura (°C)	Geometria	Material (WC-Co)
1	875	1	WC-6%Co
2	875	2	WC-12%Co
3	825	1	WC-12%Co
4	825	2	WC-6%Co

4.4.7 Resultados e discussão – Plano de experiências 2

Aquecimento

Na Figura 225 observa-se a evolução do aquecimento das peças em contacto, verificando-se um aquecimento mais rápido do metal duro devido à sua maior condutividade térmica.

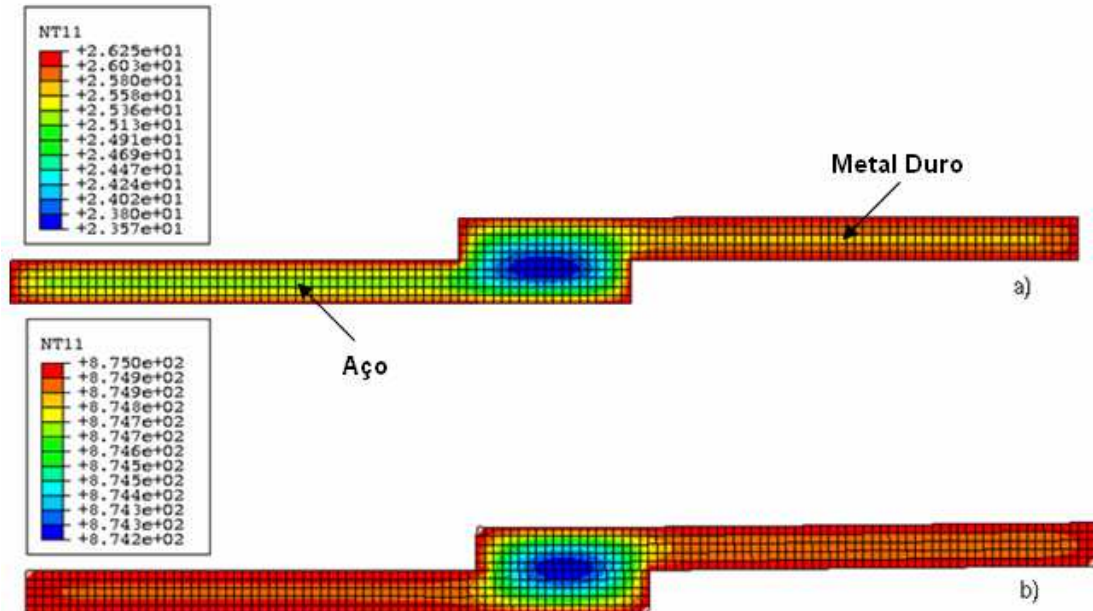


Figura 225: Evolução do aquecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 2
a) início do aquecimento; b) fim do aquecimento

Na Figura 226 observam-se as tensões geradas nos materiais durante o aquecimento. Verifica-se que as tensões geradas no metal duro são bastante superiores às geradas no aço (na ordem dos 500MPa enquanto que no aço na ordem dos 200MPa). Estas tensões são, no entanto, suportadas claramente pelos materiais.

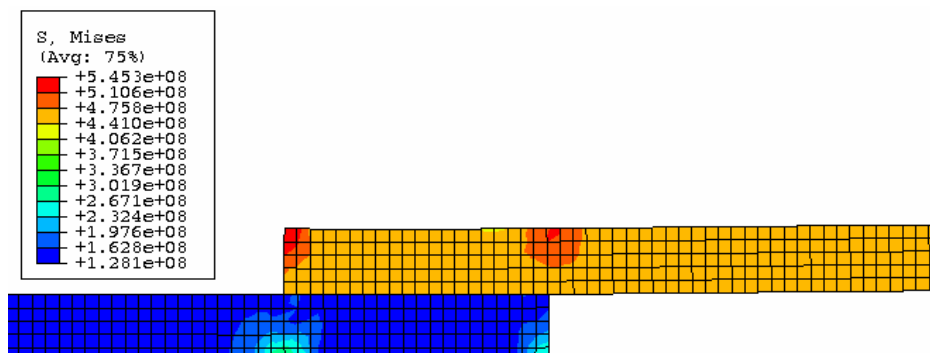


Figura 226: Tensões geradas na geometria 2 durante o aquecimento

Analisando as figuras seguintes observa-se que a geometria (factor B) não tem impacto nas tensões geradas no metal duro, no entanto as tensões apresentam um desvio padrão elevado para B2 (geometria 2). Verifica-se que A1 C2 geram tensões mais baixas devido ao menor módulo de Young do WC-12%Co em relação ao WC-6%Co bem como o comportamento plástico do metal duro a temperaturas mais elevadas.

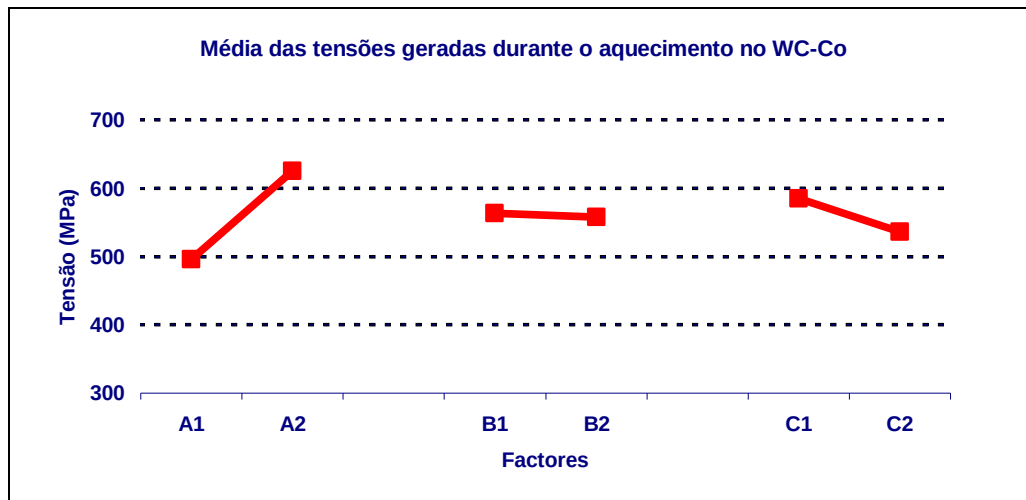


Figura 227: Média das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 2

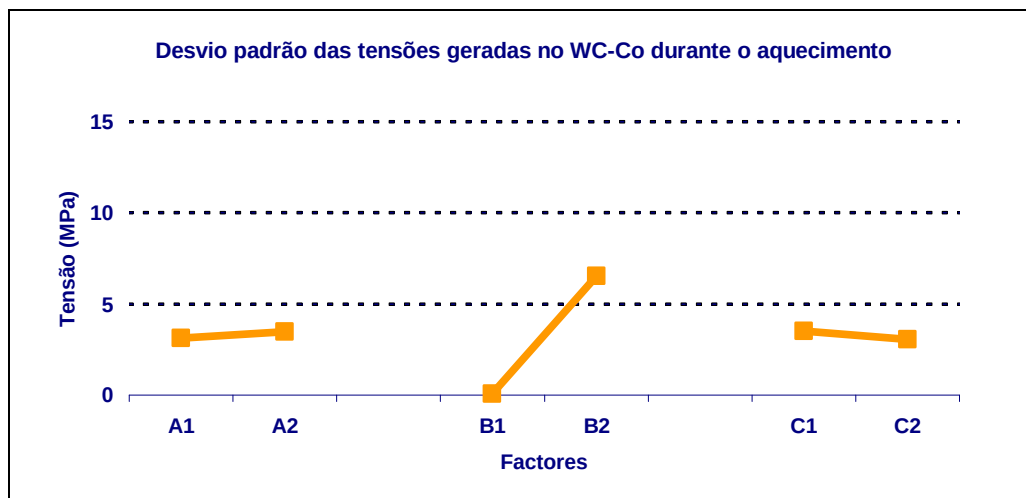


Figura 228: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 2

Em relação às tensões geradas no aquecimento no aço, verifica-se igualmente que a geometria não tem influência, no entanto B2 apresenta uma menor variação nas tensões geradas. Os menores valores de tensão são obtidos para A2 (temperatura mais baixa) sendo que qualquer dos casos apresenta valores relativamente baixos. Não interessa considerar C pois como os materiais ainda não estão totalmente ligados, não sendo exercida força de um sobre o outro.

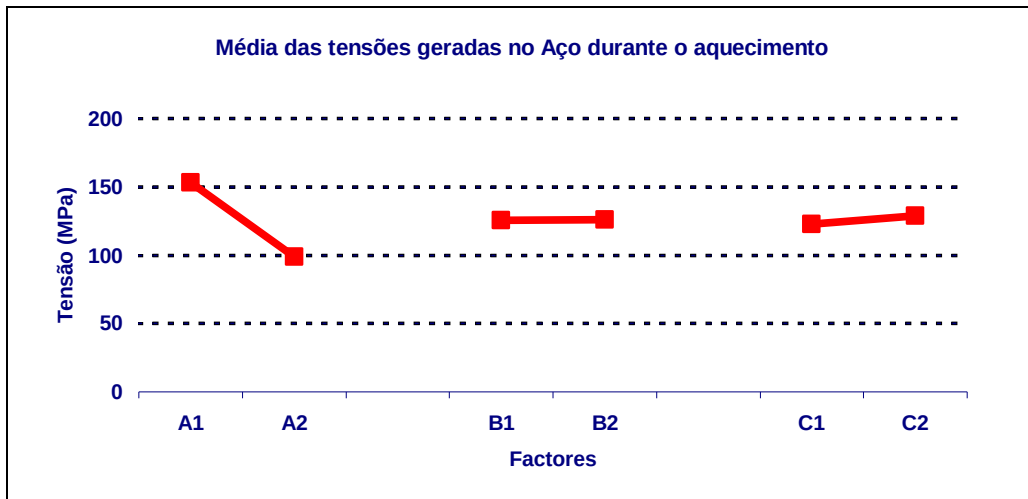


Figura 229: Média das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 2

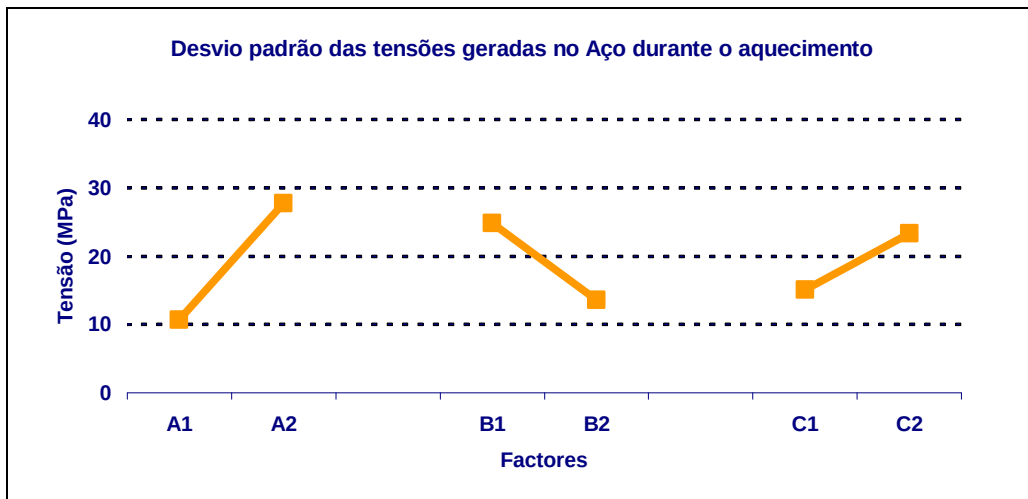


Figura 230: Desvio padrão das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 2

Arrefecimento

Na Figura 231 observam-se as tensões geradas na geometria 2 durante o arrefecimento, sendo que as tensões geradas no metal duro são muito elevadas em relação às geradas no aço, tal como na geometria 1. Deste modo importa apenas analisar as tensões geradas no metal duro visto as tensões geradas serem críticas e poderem conduzir à ruptura do material. Como visto para a geometria 1, na figura (com factor de escala de 3x) observa-se também a diferente contracção do aço em relação ao metal duro devido à diferença entre os seus coeficientes de expansão térmica.

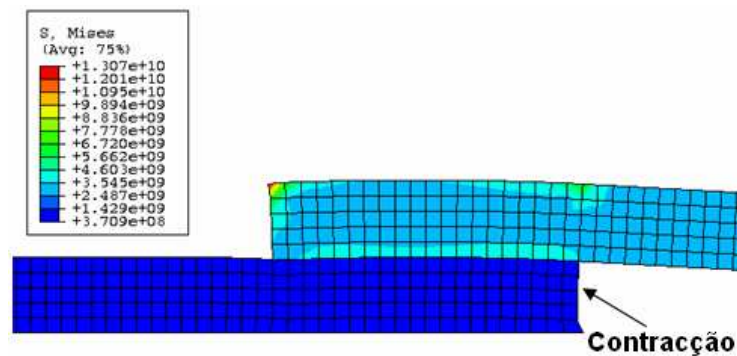


Figura 231: Tensões geradas na geometria 2 durante o arrefecimento

Observando as figuras seguintes, verifica-se que a A1, B1 e C1 induzem tensões ligeiramente menores, sendo que ainda suficientemente elevadas para provocarem a ruptura do material.

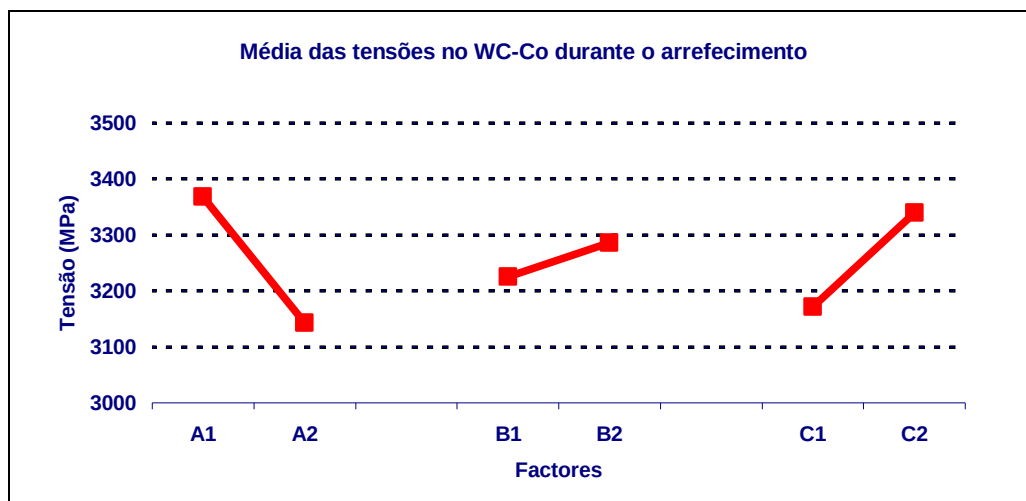


Figura 232: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 2

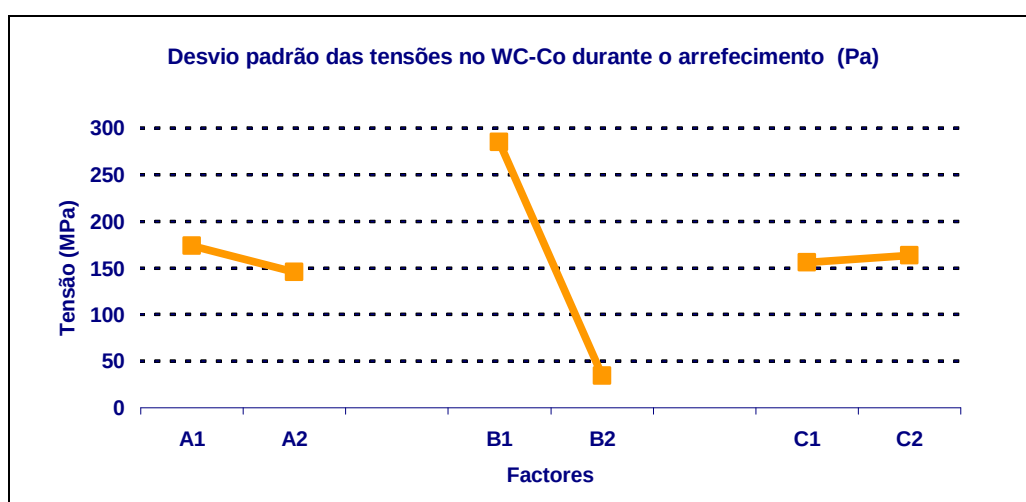


Figura 233: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 2

Conclusões

Verifica-se que em ambas as geometrias as tensões geradas nos dois tipos metal duro são muito elevadas conduzindo o material à ruptura para qualquer temperatura de soldadura.

4.4.8 Plano de experiências 3 – Efeito da utilização de uma camada intermédia

Após a comparação entre as duas geometrias, importa agora estudar o efeito da utilização de uma camada intermédia entre o metal duro e aço de modo a verificar o tipo de tensões geradas nos materiais. Pretende-se comprovar numericamente que a soldadura de metal duro a aço é possível, utilizando uma camada intermédia fina de um material mais dúctil tal como obtido experimentalmente.

Considerando a configuração *overlap* de soldaduras (geometria 2) realizada nos ensaios experimentais na Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, foram escolhidos três factores a dois níveis cada um, sendo a temperatura, a utilização ou não de camada intermédia e o metal duro os factores a estudar. Para a temperatura foram utilizados os valores de temperatura dos ensaios experimentais (850°C e 900°C) e foram considerados os dois tipos de metal duro (WC-6%Co e WC-12%Co). O material da camada intermédia escolhido foi o cobre, de acordo com os ensaios experimentais, sendo a sua espessura de 0,1mm. Os modelos foram criados para uma pressão aplicada de 48MPa e um tempo de soldadura de 10minutos, visto não ter sido notada influência significativa do tempo nas tensões geradas.

Para o estudo do arrefecimento foram considerados igualmente os mesmos três factores a dois níveis, sendo que o arrefecimento foi realizado em 60minutos e não tendo sido aplicada qualquer pressão.

Os planos de experiências foram construídos igualmente recorrendo a uma matriz $L_4(2^3)$.

Na Tabela 30 encontram-se os três factores e os respectivos níveis.

Tabela 30: Factores e níveis do plano de experiências 3 – aquecimento e arrefecimento

Factores	Nível 1	Nível 2
A – Temperatura	900°C	850°C
B – Utilização de camada intermédia?	Sim	Não
C – Material (WC-Co)	WC-6%Co	WC-12%Co

A matriz para a realização do plano de experiências encontra-se na Tabela 31.

Tabela 31: Matriz do plano experiências 3 – aquecimento e arrefecimento

Número da experiência	Temperatura (°C)	Camada intermédia?	Material (WC-Co)
1	850	Sim	WC-6%Co
2	850	Não	WC-12%Co
3	900	Sim	WC-12%Co
4	900	Não	WC-6%Co

4.4.9 Resultados e discussão – Plano de experiências 3

Aquecimento

Na Figura 234 observam-se as tensões geradas nos materiais durante o aquecimento. Verifica-se que no metal duro são geradas tensões bastantes superiores às geradas no aço (600MPa para 200MPa), sendo as tensões geradas no cobre intermédias (450MPa).

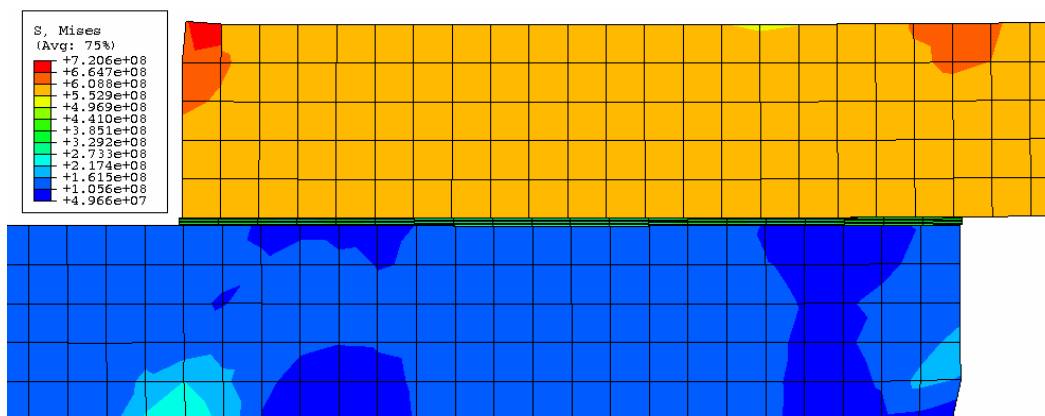


Figura 234: Tensões geradas nos materiais durante o aquecimento

Verifica-se que as tensões no aquecimento no metal duro, embora com mais variabilidade (maior desvio padrão), são menores para C2 (WC-12%Co) devido ao seu menor módulo de Young e para A2 (900°C), devido ao comportamento plástico do metal duro a elevadas temperaturas. Verifica-se ainda que a utilização da camada intermédia no aquecimento não influencia as tensões geradas pois os materiais ainda não se encontram ligados.

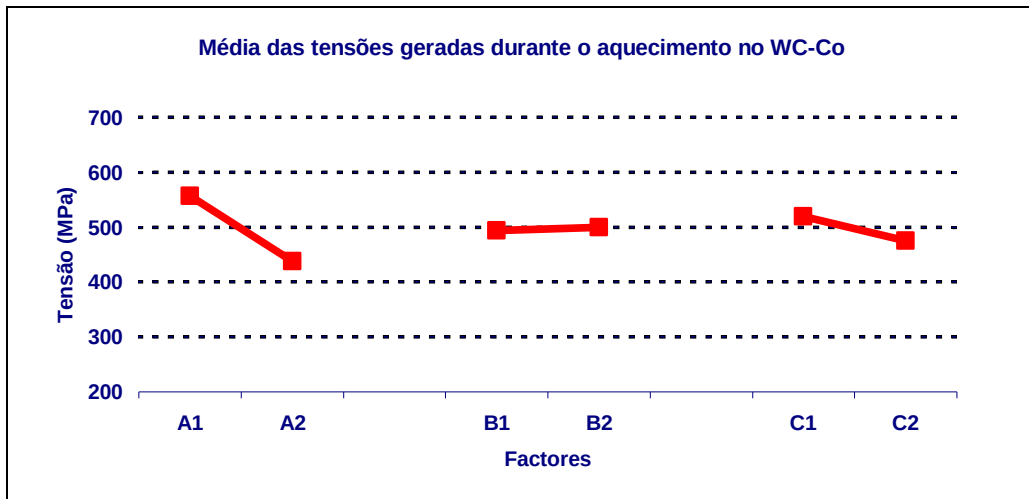


Figura 235: Média das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 3

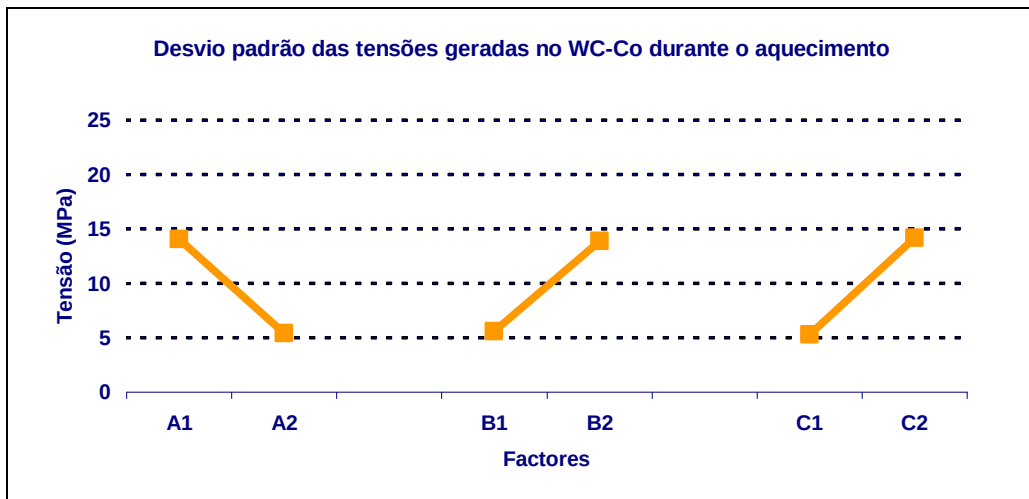


Figura 236: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o aquecimento – plano de experiências 3

De acordo com os resultados já anteriormente obtidos, as maiores tensões no aço são geradas para maiores temperaturas (A2), no entanto os valores de tensão obtidos são facilmente suportados pelo material. O metal duro (C) não exerce qualquer influência nas tensões geradas visto ainda não estarem soldados. Verifica-se que as tensões são ligeiramente superiores quando no aquecimento não existe camada intermédia de cobre (B2).

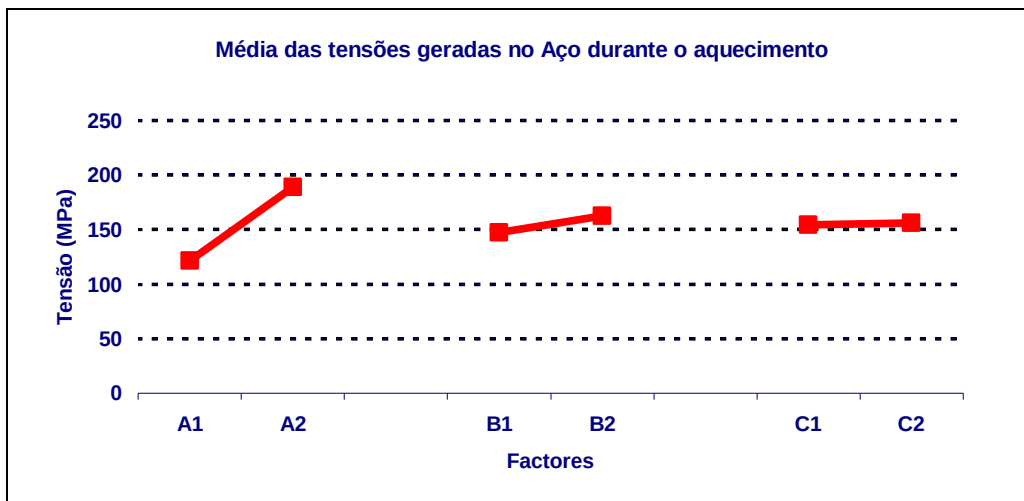


Figura 237: Média das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 3

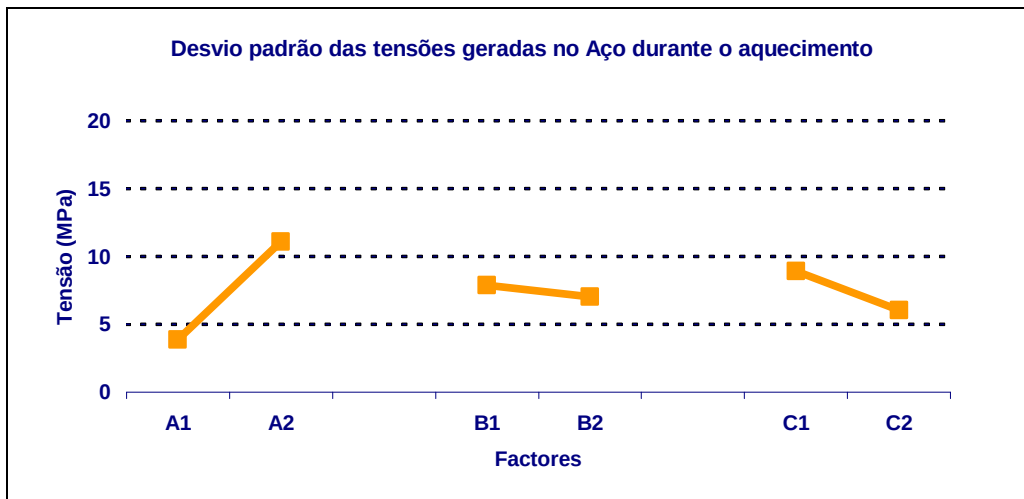


Figura 238: Desvio padrão das tensões geradas no Aço durante o aquecimento – plano de experiências 3

Arrefecimento

Na Figura 239 e Figura 240 observa-se a evolução da temperatura das peças durante o arrefecimento. Verifica-se um arrefecimento mais rápido do metal duro devido à sua maior condutividade térmica. A condução térmica entre o metal duro e o aço não é interrompida pelo cobre devido à sua elevada condutibilidade.

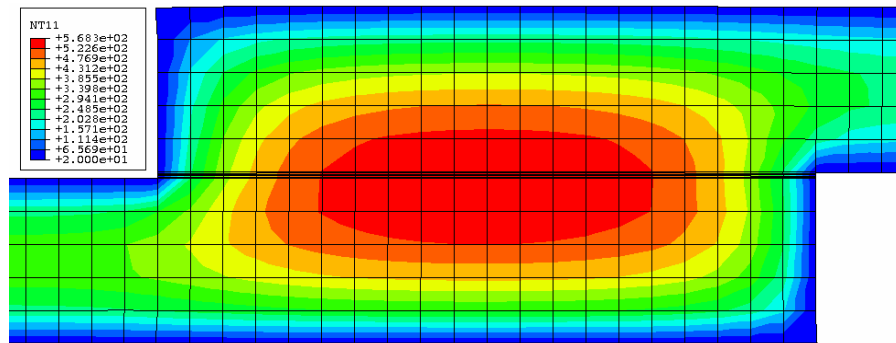


Figura 239: Pormenor da evolução do arrefecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 2 com camada intermédia de cobre – a meio do processo de arrefecimento

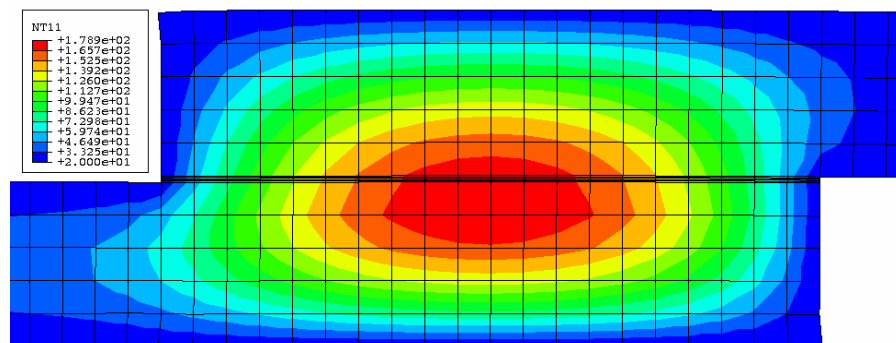


Figura 240: Pormenor da evolução do arrefecimento das peças em contacto durante o processo de soldadura – geometria 2 com camada intermédia de cobre – final do processo de arrefecimento

Na Figura 241 observam-se as tensões geradas nos materiais durante o arrefecimento. Verifica-se que as tensões geradas no metal duro (900MPa) são bastante superiores às tensões geradas no aço e no cobre (350MPa). No entanto as tensões geradas no metal duro estão abaixo do limite de ruptura do metal duro.

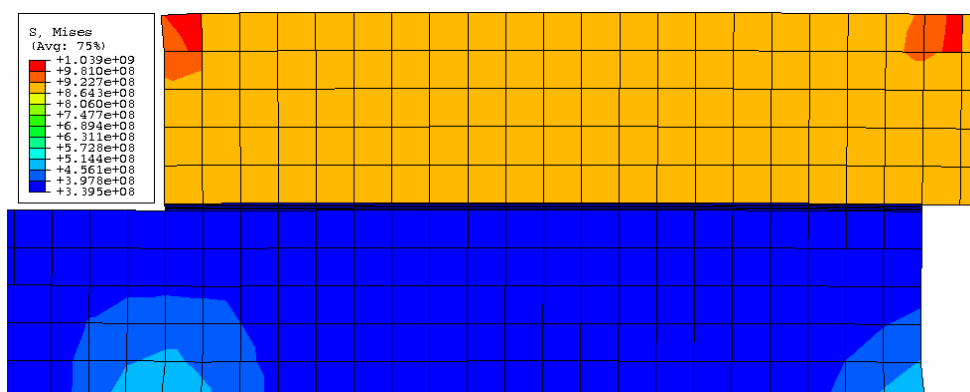


Figura 241: Tensões geradas nos materiais durante o arrefecimento

Sendo o metal duro o material mais crítico, importa apenas analisar as tensões geradas neste. Verifica-se que com a utilização de uma camada intermédia de cobre (B1) as tensões geradas após o arrefecimento até à temperatura ambiente descem significativamente de 4000MPa para menos de 1000MPa, tensões

facilmente suportadas pelo metal duro. Não se verifica influência significativa da temperatura e do metal duro utilizado.

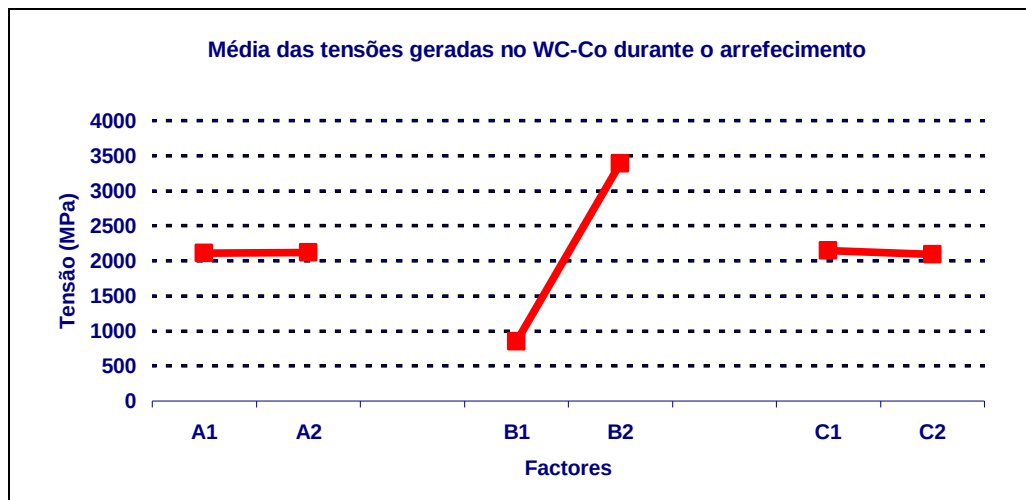


Figura 242: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 3

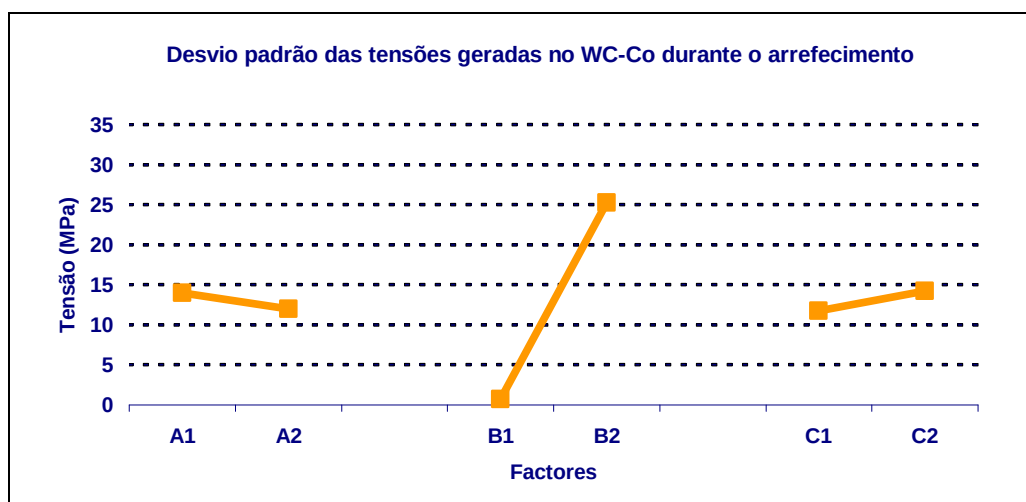


Figura 243: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 3

Conclusões

Verifica-se que a utilização de uma camada intermédia de cobre de 0,1mm reduz significativamente as tensões geradas no metal duro para gamas de valores facilmente suportadas por este material. Sendo que as tensões geradas no aquecimento não são críticas, o processo de soldadura poder-se-á realizar tanto a 850°C como a 900°C sendo que se a soldadura for realizada a temperaturas mais altas o tempo necessário será menor.

4.4.10 Plano de experiências 4 – Efeito do material utilizado como camada intermédia

Após a verificação do efeito positivo da utilização da camada intermédia de cobre com 0,1mm de espessura nas tensões geradas durante o arrefecimento, pretende-se estudar a utilização de outro material como camada intermédia. O material escolhido foi o MONEL 400, liga de níquel e cobre.

Considerando novamente a configuração *overlap* de soldaduras (geometria 2), foram escolhidos três factores a dois níveis cada um. Os factores seleccionados foram a temperatura, utilizando os mesmos valores do plano de experiências 3, o material utilizado na camada intermédia (cobre e MONEL 400) e foram considerados novamente os dois tipos de metal duro (WC-6%Co e WC-12%Co). Os modelos foram criados para uma pressão aplicada de 48MPa e um tempo de arrefecimento de 60minutos.

Os planos de experiências foram construídos igualmente recorrendo a uma matriz $L_4(2^3)$.

Na Tabela 32 encontram-se os três factores e os respectivos níveis e na Tabela 33 a matriz para a realização do plano de experiências

Tabela 32: Factores e níveis do plano de experiências 4 – arrefecimento

Factores	Nível 1	Nível 2
A – Temperatura	900°C	850°C
B – Material da camada intermédia	Cobre	MONEL 400
C – Material (WC-Co)	WC-6%Co	WC-12%Co

Tabela 33: Matriz do plano experiências 4 – arrefecimento

Número da experiência	Temperatura (°C)	Material da camada intermédia	Material (WC-Co)
1	850	Cobre	WC-6%Co
2	850	MONEL 400	WC-12%Co
3	900	Cobre	WC-12%Co
4	900	MONEL 400	WC-6%Co

4.4.11 Resultados e discussão – Plano de experiências 4

Arrefecimento

Da mesma forma que anteriormente, interessa apenas estudar as tensões geradas no metal duro sendo este o material que apresenta tensões mais críticas. Sendo o efeito crítico das tensões gerado no arrefecimento não são apresentados os resultados obtidos no aquecimento.

Assim, verifica-se que a temperatura (A) utilizada não exerce efeito relevante nas sendo que, como verificado anteriormente, as tensões geradas no metal duro (C) são inferiores para o WC-12%Co devido ao seu menor módulo de Young e ao seu comportamento plástico. Sendo o níquel um material recomendado para ser utilizado como camada intermédia, o MONEL 400 (liga de níquel) também o é, sendo a diferença de tensões obtidas em função do material da camada intermédia (B) pouco relevante para níveis de tensão que não geram a quebra do metal duro. Os valores de tensão obtidos utilizando MONEL 400 são contudo inferiores aos obtidos utilizando o cobre.

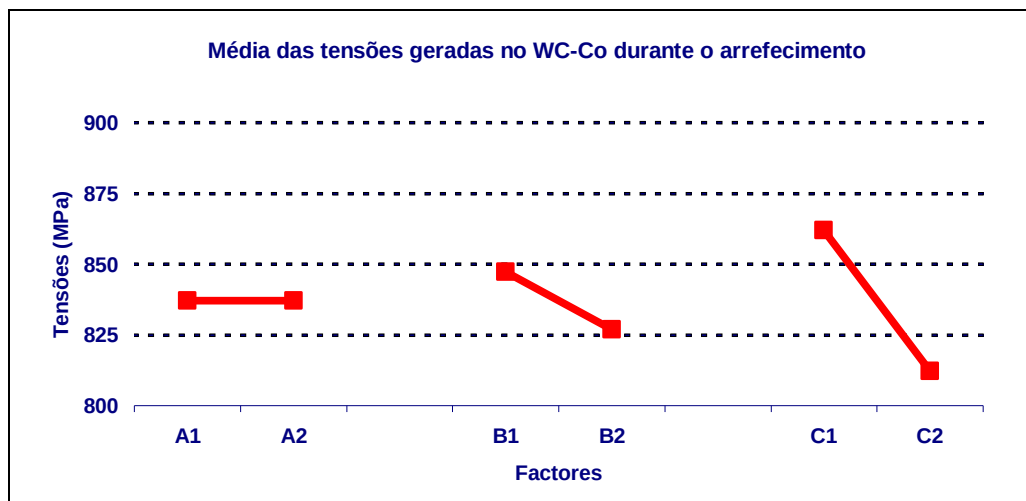


Figura 244: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 4

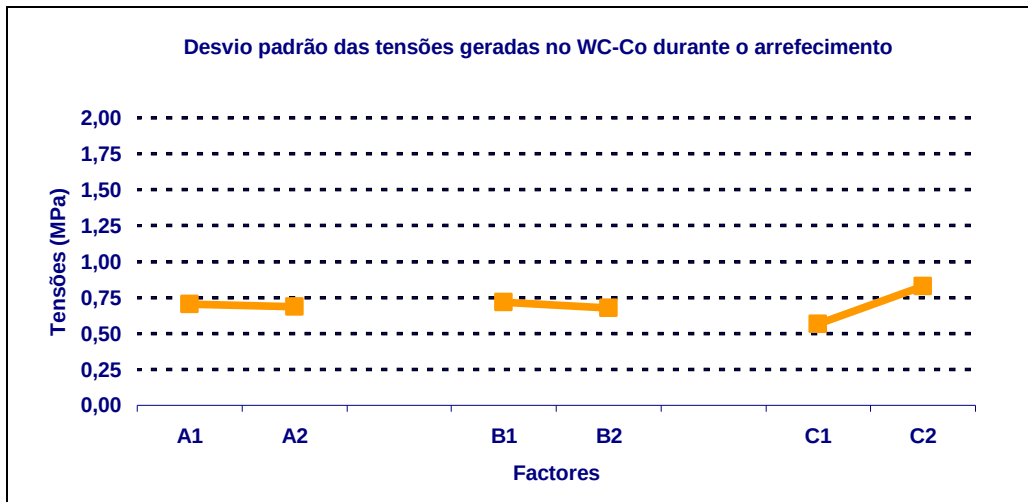


Figura 245: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 4

Conclusões

Verifica-se que a utilização de uma camada intermédia de cobre ou de MONEL 400 com 0,1mm de espessura reduz significativamente as tensões geradas no metal duro para gamas de valores facilmente suportadas por este material. Sendo que as tensões geradas no aquecimento não são críticas, o processo de soldadura poder-se-á realizar tanto a 850°C como a 900°C sendo que se a soldadura for realizada a temperaturas mais altas o tempo necessário será menor.

4.4.12 Plano de experiências 5 – Efeito da pressão no arrefecimento utilizando uma camada intermédia de cobre

Após a verificação do efeito positivo da utilização da camada intermédia de cobre e de MONEL 400 com 0,1mm de espessura nas tensões geradas durante o arrefecimento, pretende-se estudar a utilização ou não de pressão durante o mesmo arrefecimento.

Considerando novamente a configuração *overlap* de soldaduras (geometria 2, foram escolhidos três factores a dois níveis cada um, sendo a temperatura, a utilização ou não de pressão no arrefecimento e o metal duro os factores a estudar. Para a temperatura foram utilizados os mesmos valores que anteriormente e foram considerados os dois tipos de metal duro (WC-6%Co e WC-12%Co). O material da camada intermédia escolhido foi igualmente o cobre, sendo a sua espessura de 0,1mm. Os modelos foram criados para uma pressão aplicada de 48MPa e um tempo de arrefecimento de 60minutos.

Os planos de experiências foram construídos igualmente recorrendo a uma matriz $L_4(2^3)$.

Na Tabela 34 encontram-se os três factores e os respectivos níveis e na Tabela 35 a matriz para a realização do plano de experiências.

Tabela 34: Factores e níveis do plano de experiências 5 – arrefecimento

Factores	Nível 1	Nível 2
A – Temperatura	900°C	850°C
B – Utilização de pressão?	Sim	Não
C – Material (WC-Co)	WC-6%Co	WC-12%Co

Tabela 35: Matriz do plano experiências 5 – arrefecimento

Número da experiência	Temperatura (°C)	Utilização de pressão?	Material (WC-Co)
1	850	Sim	WC-6%Co
2	850	Não	WC-12%Co
3	900	Sim	WC-12%Co
4	900	Não	WC-6%Co

4.4.13 Resultados e discussão – Plano de experiências 5

Arrefecimento

Da mesma forma que anteriormente, interessa apenas estudar as tensões geradas no metal duro sendo este o material que apresenta tensões mais críticas.

Assim, verifica-se a utilização ou não de pressão (B) é irrelevante no processo de arrefecimento e que a temperatura (A) de soldadura também não exerce influência considerável. Verifica-se, como anteriormente visto, que as tensões geradas no metal duro são inferiores para o WC-12%Co devido ao seu menor módulo de Young e ao seu comportamento plástico.

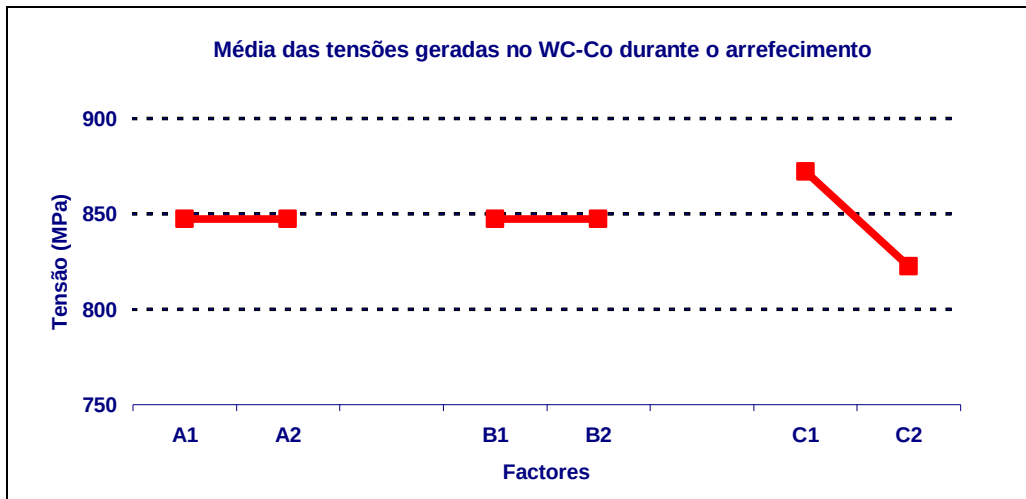


Figura 246: Média das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 5

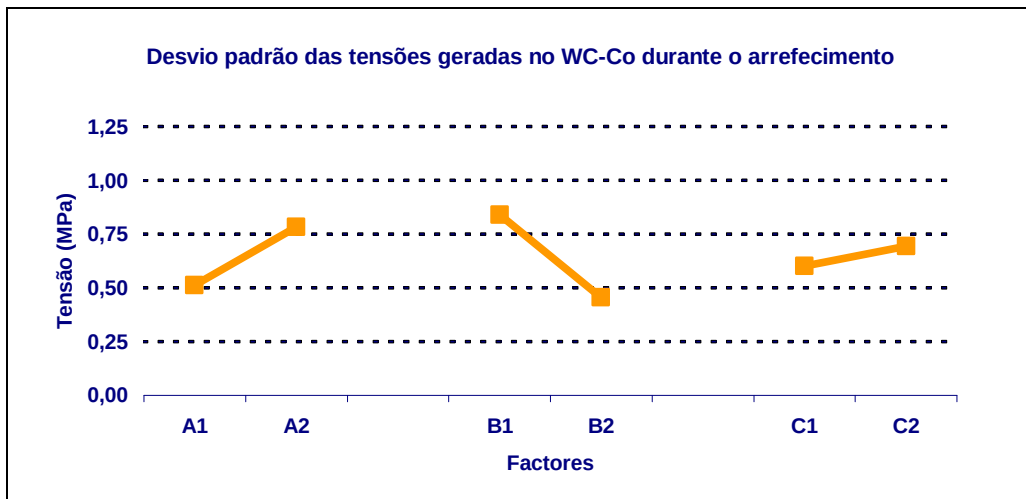


Figura 247: Desvio padrão das tensões geradas no WC-Co durante o arrefecimento – plano de experiências 5

Conclusões

Utilizando uma camada intermédia de cobre, verifica-se a utilização de pressão durante o arrefecimento não exerce qualquer influência nas tensões geradas no metal duro.

4.4.14 Validação e conclusão

Através dos planos de experiências realizados, verifica-se que tal como obtido experimentalmente, não é possível soldar directamente metal duro a aço sem o uso de uma camada fina intermédia de um material dúctil. Verificou-se ainda que é no metal duro onde são geradas maiores tensões. No entanto, as tensões geradas e as deformações podem ser minimizadas.

Considerando a geometria topo a topo (geometria 1) combinando os factores de modo a minimizar as tensões geradas no metal duro durante o arrefecimento e a minimizar as deformações no aço, foi realizado um modelo para a validação dos resultados.

Assim, para uma temperatura de soldadura de 825°C (A2) aplicada durante 10 minutos (B1) e uma pressão aplicada de 48MPa utilizando o WC-12%Co e um arrefecimento de 60 minutos, obtiveram-se os seguintes resultados da Tabela 36 e Tabela 37 para as tensões e deformações, respectivamente.

Como já tinha sido visto, as tensões geradas no metal duro são muito elevadas, no entanto, com a combinação dos factores, estas vêm minimizadas assim como as deformações no aço geradas pelo aquecimento das peças (Figura 248 e Figura 249).

Tabela 36: Minimização de tensões para a geometria 1

	Aquecimento		Arrefecimento	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
Metal Duro (WC-12%)	603MPa	0,02MPa	3200MPa	275MPa
Aço DIN EN 10083	102MPa	37MPa	385MPa	8,7MPa

Tabela 37: Minimização da deformação na geometria 1

	Média	Desvio Padrão
Metal Duro (WC-12%Co)	0,148mm	0,015mm
Aço DIN EN 10083	0,262mm	0,012mm

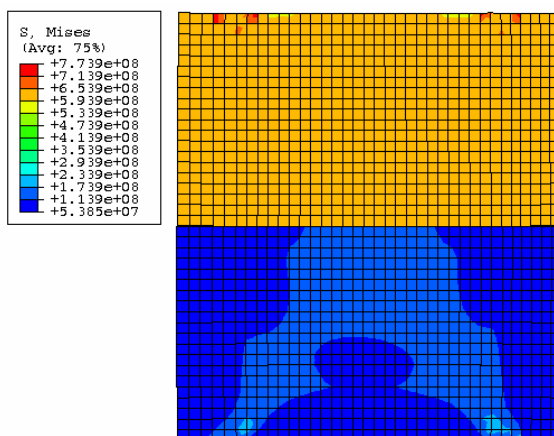


Figura 248: Minimização das tensões no aquecimento na geometria 1

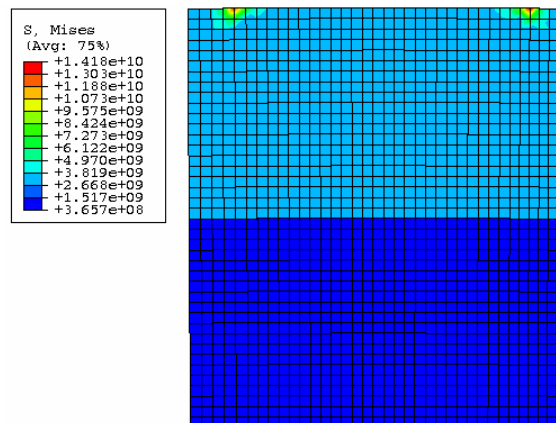


Figura 249: Minimização das tensões no arrefecimento na geometria 1

Verifica-se que a utilização da geometria topo a topo ou de sobreposição é indiferente se considerarmos o metal duro soldado directamente ao aço em termos de tensões geradas no arrefecimento assim como a utilização de pressão aplicada durante o arrefecimento.

A minimização das tensões no metal duro para valores que permitem a realização de soldaduras metal duro/aço com segurança, com já foi referido, só é possível através da utilização de uma camada fina intermédia de um material dúctil. Assim, considerando a geometria com sobreposição (*overlap*), com uma camada intermédia de cobre de 0,1mm, uma temperatura de soldadura de 850°C durante 10 minutos a uma pressão aplicada de 48MPa e um tempo de arrefecimento de 60 minutos obtém-se as tensões da Tabela 38 no metal duro.

Verifica-se uma redução substancial das tensões geradas no metal duro durante o arrefecimento, o que permite a realização de soldaduras entre metal duro e aço com a certeza de que o material não apresentará fissuras (Figura 250 e Figura 251). Para a utilização de uma camada de 0,1mm de MONEL 400 os valores de tensão gerados vêm igualmente reduzidos.

Tabela 38: Minimização de tensões para a geometria 2 com utilização de camada intermédia de cobre

	Aquecimento		Arrefecimento	
	Média	Desvio Padrão	Média	Desvio Padrão
Metal Duro (WC-12%Co)	526MPa	5,4MPa	822MPa	0,96MPa

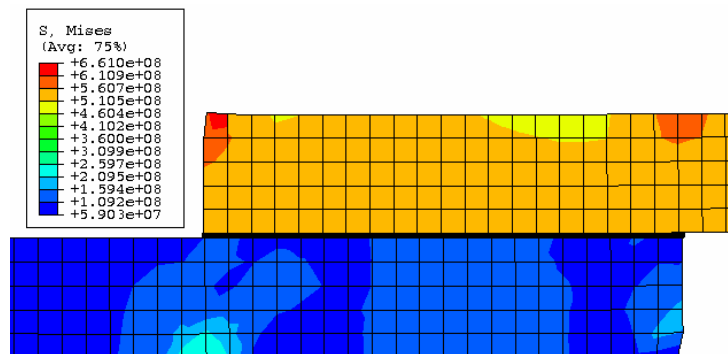


Figura 250: Minimização das tensões no aquecimento na geometria 2 com camada intermédia de cobre

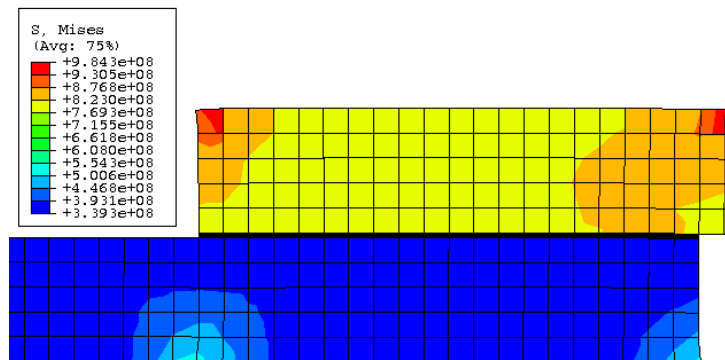


Figura 251: Minimização das tensões no arrefecimento na geometria 2 com camada intermédia de cobre

Na Figura 252 observa-se a evolução das tensões no WC-12%Co, ao longo do arrefecimento, em função da temperatura do material sendo possível comparar com a sua tensão de ruptura, também em função da temperatura. Verifica-se que entre os 700°C e os 500°C as tensões geradas no metal duro são próximas da sua tensão de ruptura para a mesma temperatura sendo que, a esta temperatura existe, ainda uma pequena possibilidade do material quebrar.

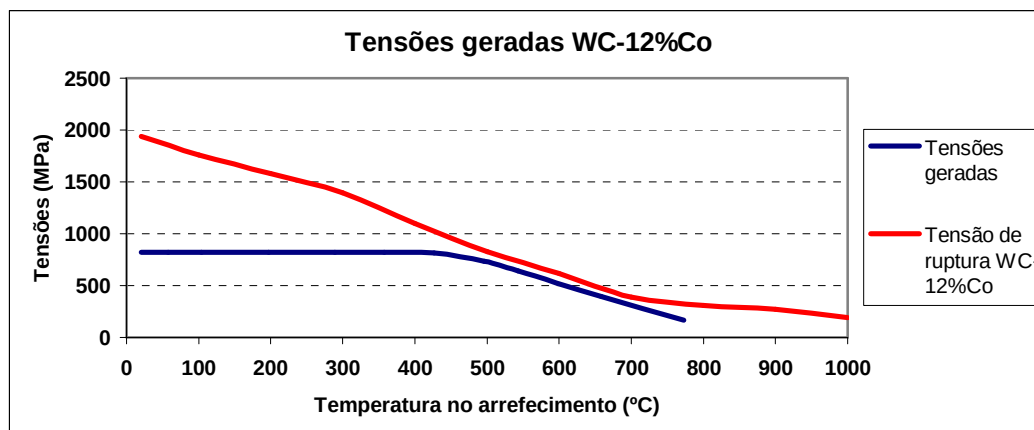


Figura 252: Tensões geradas no arrefecimento vs Tensão de ruptura para o WC-12%Co

Na Figura 253 observa-se a evolução das tensões no WC-6%Co, ao longo do arrefecimento, em função da temperatura do material e a sua tensão de ruptura também em função da temperatura. Verifica-se que, apesar das tensões geradas serem superiores, este material apresenta maior segurança pois a tensão de ruptura em função da temperatura apresenta valores superiores aos do WC-6%Co.

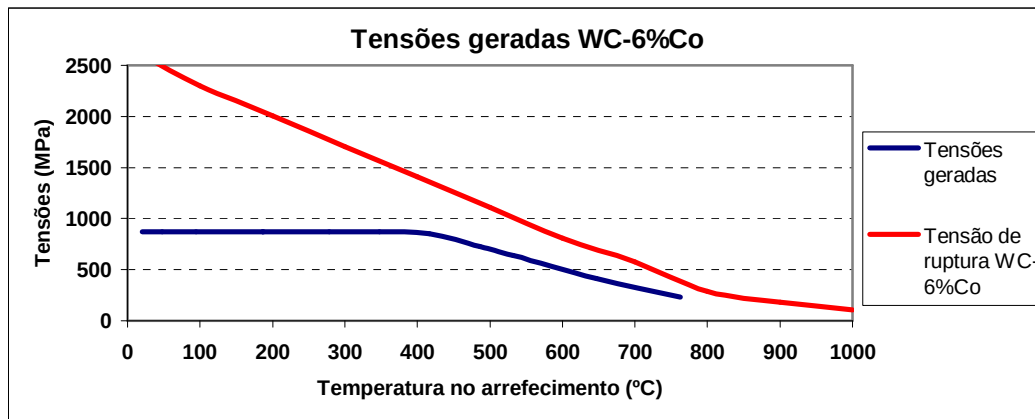


Figura 253: Tensões geradas no arrefecimento vs Tensão de ruptura para o WC-6%Co

Assim poderão ser usados ambos os materiais, sendo que são geradas maiores tensões no WC-6%Co mas a sua tensão de ruptura é superior.

5 Discussão geral

No capítulo 1 da presente dissertação foi apresentada uma vasta pesquisa bibliográfica sobre o processo de soldadura por difusão e as diversas vertentes da sua simulação numérica. Foram identificadas inúmeras vantagens da aplicação do processo de soldadura por difusão essencialmente a nível da qualidade das uniões e das propriedades dos materiais que permanecem muito semelhantes às do estado em que foram fornecidos.

Foram apresentadas duas formas distintas de abordagem do problema. A primeira forma considera a difusão a nível atómico, sendo o processo regido pela Segunda Lei de Fick que descreve a variação de qualquer elemento constituinte de um material em função do espaço e do tempo, podendo ser aplicado a dois materiais em contacto.

A segunda vertente, considerada por vários autores, defende que a soldadura ocorre por mecanismos de deformação superficial, sendo que os picos de rugosidade formam vazios na interface do material que sucessivamente se vão deformando, aumentando assim a área de contacto.

No capítulo 2 foram apresentadas as características e propriedades gerais dos materiais utilizados ao longo do trabalho. Neste âmbito, importa salientar as dificuldades em obter as propriedades da maioria dos materiais. Na maioria dos casos, as propriedades apresentadas foram obtidas através de pesquisa bibliográfica sendo que nem sempre os dados apresentados pelos diversos autores são coincidentes. Apenas os coeficientes de expansão térmica foram obtidos de forma experimental, sendo que devido às limitações do equipamento utilizado, apenas foram obtidos valores para o aquecimento. Devido à geometria dos provetes fornecidos não foi possível a realização de ensaios de tracção de modo a caracterizar plasticamente os materiais. É importante ainda referir a dificuldade em obter os coeficientes de difusão dos elementos nos vários materiais, sendo que a simulação numérica encontra-se limitada pelos dados existentes na bibliografia.

No capítulo 3 foram apresentados diversos resultados experimentais de soldadura entre metais duros, com WC-6%Co e WC-12%Co, e aço DIN EN 10083. Devido às limitações de temperatura dos equipamentos utilizados, não foi possível soldar directamente os dois metais duros, a si próprios, pois a

realização de soldaduras deste tipo de material apenas é possível utilizando temperaturas acima dos 1000°C.

As uniões directas de metal duro a aço foram realizadas, utilizando temperaturas entre os 825°C e os 875°C e pressões de 48MPa±16MPa, sem sucesso visto que, na maioria dos casos, as soldaduras quebraram durante o arrefecimento. Foram tentados ciclos de temperatura mais baixos e velocidades de arrefecimento mais lentas igualmente sem sucesso.

As uniões realizadas utilizando uma camada fina intermédia de cobre, com espessuras de 0,03, 0,06 e 0,1mm, com geometria *overlap*, apresentaram-se bem soldadas. Através da análise das microestruturas, obtidas por microscopia óptica e electrónica, observaram-se juntas de boa qualidade, verificando-se claramente o fenómeno de difusão em que é bem visível a presença de elementos nos materiais provenientes dos materiais adjacentes.

Após soldadura verificou-se que a redução de espessura da camada de cobre é menor quando utilizada uma camada de cobre de menor de espessura, combinada com carbonetos de tungsténio com menor teor de cobalto e realizada a uma temperatura de soldadura mais baixa.

Verificou-se que, em relação à dureza dos materiais, os valores obtidos não coincidem com os valores teóricos, verificando-se na maioria dos casos uma maior dureza do WC-6%Co, muito provavelmente devido à pouca uniformidade da constituição dos materiais. Aparentemente, o WC-12%Co apresenta valores de dureza inferiores para temperatura de 900°C. No caso do aço observou-se que, para soldaduras realizadas a 900°C, a sua dureza é inferior à obtida para soldaduras realizadas a 850°C. Com a diminuição da espessura da camada de cobre, a sua dureza aumenta devido à influência dos materiais adjacentes, sendo igualmente a sua dureza menor para 900°C.

Devido às dificuldades de processamento dos metais duros e às limitações de tempo, não foi possível a realização de ensaios mecânicos.

No capítulo 4 foram apresentados os diversos modelos numéricos desenvolvidos tentando simular o processo tendo sido consideradas diferentes abordagens

Considerando os mecanismos de deformação superficial e os modelos desenvolvidos por Hill e Wallach [2], que consideram que entre as superfícies são formados pelos picos de rugosidade vazios de forma elíptica, foram desenvolvidos modelos em ABAQUS/STANDARD®, simulando o fecho dos vazios na fase inicial do processo em função da pressão aplicada utilizando o aço AISI 1045. Verificou-se que a superfície superior dos vazios altera continuamente a sua posição enquanto que a superfície inferior permanece quase inalterada. Para o vazio de 30µm de largura, o fecho inicia-se para uma pressão aplicada de cerca de 24MPa enquanto que para o vazio de 70µm de largura o fecho inicia mais cedo, para

uma pressão de cerca de 17MPa. No entanto, o fecho total do vazio ocorre para pressões semelhantes. Os resultados numéricos foram validados através de soldaduras realizadas no mesmo material sendo apresentadas interfaces com muito boa continuidade metálica, sendo em alguns casos quase imperceptível a sua localização.

Baseado na Segunda Lei de Fick e sua aplicação a dois materiais em contacto, foi apresentado o desenvolvimento teórico da aplicação do Método das Diferenças Finitas na sua formulação implícita à resolução da Segunda Lei de Fick. O Método das Diferenças Finitas, por ser um método incondicionalmente estável, é o método adequado para fazer uma aproximação às equações formuladas se for considerada uma discretização fixa no espaço. No desenvolvimento teórico da aplicação do Método das Diferenças Finitas, foram considerados dois tipos de fronteira: primeiro foi considerado um número de intervalos em x ímpar, significando que nenhuma divisão dos intervalos em x seria coincidente com a interface; num segundo desenvolvimento, semelhante ao primeiro, foi considerado um número de intervalos par, tendo sido considerada uma concentração na interface correspondente à média das concentrações nas duas superfícies. O primeiro desenvolvimento conduziu, em algumas simulações, a soluções não convergentes tendo sido esta a razão para a utilização do segundo desenvolvimento.

O código desenvolvido foi implementado em Matlab®, e utilizados os dados fornecidos por Padron *et al.* [38]. O modelo poder-se-á aplicar a outros materiais se forem utilizadas as propriedades correspondentes. As curvas obtidas estão de acordo com o comportamento esperado, sendo o modelo desenvolvido válido para qualquer número de intervalos de divisão do espaço e para qualquer tempo de soldadura, considerando quaisquer propriedades dos materiais.

O software ABAQUS/STANDARD® não permite considerar fenómenos de difusão e pressão em simultâneo. Sendo a difusão um processo comandado pela temperatura, foram desenvolvidos modelos de modo a analisar a variação da concentração durante o processo, em vários materiais, considerando a temperatura e o tempo de soldadura. Sendo o processo de obtenção dos coeficientes de difusão bastante complexo e não existindo na bibliografia valores disponíveis para todos os elementos e materiais, foram utilizados dados fornecidos por diferentes autores, ficando a simulação limitada aos dados existentes na bibliografia, não tendo sido possível obter simulações para uniões aço-cobre-metal duro devido à falta de dados para os coeficientes de difusão dos diferentes elementos nos diferentes materiais (por exemplo, coeficiente de difusão do carbono no metal duro ou coeficiente de difusão do cobalto ou tungsténio no cobre).

Foram assim apresentados resultados para os dados fornecidos por autores como Padron *et al.* [38] e Quiñones *et al.* [4] e para possíveis uniões entre metais duros com WC-6%Co e WC-12%Co, neste último caso considerando a difusão do Cobalto nos metais duros. Nos casos apresentados os resultados estão de acordo com o esperado a nível do comportamento das curvas. No entanto, não existem na bibliografia resultados suficientes que permitam a validação de todos os modelos desenvolvidos, existindo apenas resultados para os modelos desenvolvidos com os dados de Quiñones *et al.* [4].

Importa então comparar as duas abordagens desenvolvidas para a difusão (os modelos desenvolvidos através da aplicação do Método das Diferenças Finitas na resolução da Segunda Lei de Fick e os modelos de difusão desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD®) com a solução teórica da Segunda Lei de Fick, apresentada em várias fontes bibliográficas tais como [15], dependente das condições de fronteira do problema. Foram então utilizados os resultados obtidos para os dados fornecidos por Padron *et al.* [38] utilizando os diferentes métodos, sendo a comparação feita nos gráficos da Figura 254 e Figura 255. Verifica-se que o modelo desenvolvido através da aplicação do Método das Diferenças Finitas, não se aproxima suficientemente do modelo teórico devido à imposição da condição de fronteira na interface de soldadura onde foi considerada uma concentração média (posição em x correspondente a 0cm). Verificou-se que os resultados obtidos no ABAQUS/STANDARD® são muito próximos da solução teórica para a evolução da concentração ao longo do material, em função do tempo de soldadura e temperatura constante.

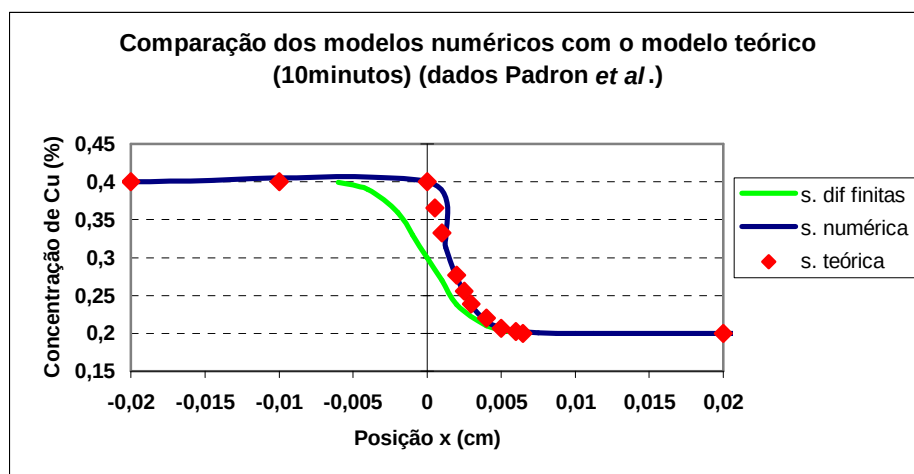


Figura 254: Comparação dos modelos numéricos com o modelo teórico para a Segunda Lei de Fick (10 minutos)

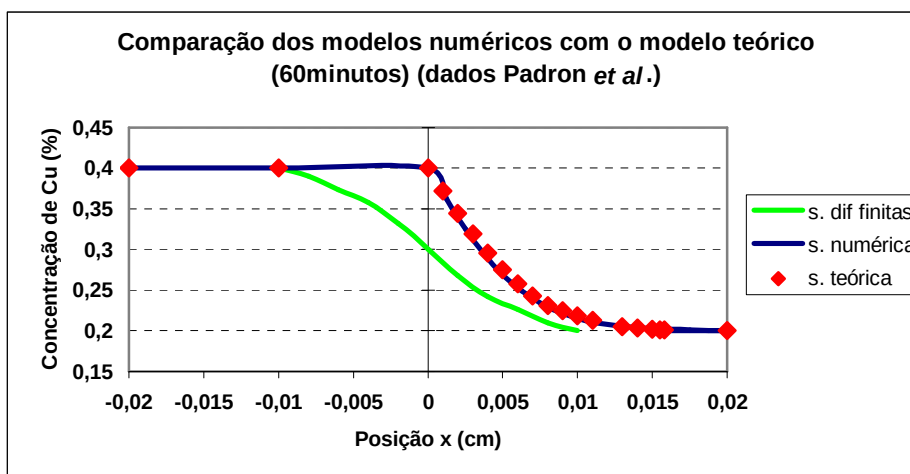


Figura 255: Comparação dos modelos numéricos com o modelo teórico para a Segunda Lei de Fick (60 minutos)

Para os modelos desenvolvidos com os dados de J. Quiñones *et al.* [4] que simulam a concentração de carbono C na soldadura de ferro fundido com aço, verifica-se, através de comparação com os resultados experimentais do autor, que os resultados numéricos obtidos são bastante próximos, existindo apenas uma diferença entre os resultados numéricos e os resultados experimentais na concentração de C sendo de salientar a correspondente ao ferro fundido que na proximidade da interface experimentalmente decresce ligeiramente para qualquer tempo de soldadura enquanto que numericamente se mantém igual à concentração inicial até à interface dos materiais.

Assim, verifica-se que os modelos desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD® constituem uma muito boa aproximação quer do modelo teórico quer dos resultados experimentais para dois materiais em contacto sujeitos à temperatura do processo de soldadura durante um determinado período de tempo, sendo apenas de realçar a diferença na concentração do material com maior teor do elemento que nos resultados numéricos se mantém constante até à interface enquanto que nos resultados experimentais decresce ligeiramente devido à migração do constituinte para o material adjacente.

Considerando o trabalho experimental desenvolvido, foram criados modelos numéricos em ABAQUS/STANDARD® de modo a compreender as tensões térmicas geradas, durante o aquecimento e arrefecimento, nos materiais, que podem conduzir à ruptura das soldaduras pelo metal duro. Foi avaliada a influência do metal duro utilizado, da geometria, da temperatura, do tempo de soldadura, da pressão, da utilização ou não de um intercalar fino entre o aço e o metal duro e ainda a influência da utilização de um intercalar de cobre e de MONEL 400 (liga de níquel e cobre). Foi ainda estudada a influência das condições de soldadura de modo a minimizar a deformação dos materiais.

De modo a facilitar a selecção de combinações de parâmetros a utilizar nos modelos e a avaliar melhor a influência de cada um, foi utilizado o Método de Taguchi.

Tal como verificado experimentalmente, verifica-se que não é possível soldar directamente metal duro a aço sem utilização de uma camada fina intermédia, devido às elevadas tensões geradas no metal duro. No entanto, as tensões podem ser minimizadas. Assim, para uma maior temperatura de soldadura (devido ao comportamento plástico do metal duro a elevadas temperaturas) e um menor tempo de soldadura (devido a razões económicas), as tensões são minimizadas, sendo menores no caso do WC-12%Co. Ao contrário do que seria de esperar, não foi observada influência do tempo de arrefecimento nas tensões geradas. Não foi também observada influência significativa da geometria utilizada, no entanto ao contrário do que seria de esperar (pelo difícil posicionamento das peças), as tensões são menores quando utilizada a geometria topo-a-topo. O impacto nas tensões da utilização da camada de cobre é verificado claramente pela redução de tensões geradas no metal duro. O mesmo efeito foi verificado para a utilização de camadas intermédias de MONEL 400. Não foi ainda observada influência da utilização da pressão durante o arrefecimento. Foram ainda estudadas as condições de soldadura de modo a minimizar as deformações no aço (material onde as deformações são maiores) durante o processo. Verificou-se que, para níveis mais baixos de temperatura, aplicada durante 10 minutos, combinado com o WC-12%Co as deformações são minimizadas.

Através dos modelos apresentados, é possível fazer um estudo das condições de soldadura a utilizar de modo a minimizar as tensões ou deformações, conforme a natureza do problema e dos materiais utilizados.

5.1 Conclusões gerais

A nível experimental verificou-se a impossibilidade de unir directamente metal duro a aço, sendo necessária a introdução de uma camada intermédia de um material dúctil, como o cobre, de modo a permitir a união destes dois materiais. A realização de ensaios mecânicos é igualmente complicada devido à natureza do metal duro que se apresenta com uma dureza muito elevada e muito frágil.

Foram desenvolvidos diversos modelos que permitem analisar sob várias perspectivas a simulação do processo de soldadura por difusão.

Dependendo do factor que se pretende estudar podem ser utilizados um ou mais modelos dos modelos apresentados de modo a determinar as condições a utilizar no processo.

Com o modelo desenvolvido que estuda a deformação dos vazios é possível determinar a pressão a utilizar na fase inicial do processo de modo a promover uma maior área de contacto entre superfícies, eliminando os vazios existentes na interface da união dos dois materiais.

Através dos modelos que estudam o processo de difusão considerando a Segunda Lei de Fick, em particular os modelos desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD® (pois apresentam resultados mais próximos com a solução teórica e resultados experimentais), é possível fazer uma aproximação aos valores de concentração dos elementos e sua extensão nos materiais soldados, considerando a temperatura e o tempo de soldadura de processo, permitindo assim prever se a temperatura e tempo de processo serão suficientes para uma boa qualidade de soldadura.

Por último, os modelos desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD® que estudam as tensões térmicas e as deformações geradas nos materiais, permitem analisar se as condições de processo seleccionadas originarão tensões elevadas que levarão à ruptura dos materiais e se as deformações geradas são inferiores a 5% [3] (valor limite de deformação aceite para o processo de soldadura por difusão).

No entanto, o estudo da simulação do processo de soldadura fica assim limitado ao uso de diversos modelos e não concentrada num só. Todos estes modelos têm ainda a limitação das propriedades dos materiais necessárias como dados nas simulações, que na maioria dos casos não são fáceis de obter, em particular, as propriedades relacionadas com a difusão.

A utilização de modelos numéricos de estudo de processos de soldadura é muito útil pois permite a determinação das propriedades ideais para o processo e materiais de modo a reduzir custos combinando as condições do processo de soldadura, eliminar as probabilidades de falha dos materiais e das uniões estudando as tensões residuais, otimizar o desenho do produto promovendo assim a inovação.

5.2 Trabalhos futuros

Como trabalho futuros existem diversos aspectos ainda a desenvolver.

Em primeiro lugar, o trabalho experimental realizado nas uniões aço-metal duro com a camada intermédia de cobre deverá ser repetido, combinando as condições de soldadura e materiais com os métodos de Taguchi (de forma a reduzir o número de experiências), com o objectivo de realizar os ensaios de tracção e flexão que não foram apresentados nesta tese. Os resultados obtidos deverão ser comparados com modelos numéricos de simulação representativos deste tipo de ensaios para uniões soldadas. Os ensaios experimentais deverão ser igualmente realizados com camadas intermédias de outros materiais, tais como MONEL 400 (referido na presente tese), níquel ou um aço inoxidável do tipo AISI 304 de modo a determinar a influência do material utilizado na camada intermédia na qualidade e resistência da união.

Seria muito interessante a aplicação dos modelos de difusão desenvolvidos no ABAQUS/STANDARD® ao trabalho experimental desenvolvido para as uniões aço-cobre-metal duro. Nesse caso seria necessário obter a caracterização dos materiais a nível de coeficientes de difusão para todos os elementos constituintes nos materiais a soldar. Os resultados obtidos no ABAQUS/STANDARD® poderiam ser então comparados com os resultados experimentais apresentados das análises quantitativas obtidas através de microscopia electrónica de varrimento.

A nível de simulação numérica, a situação ideal seria a combinação dos modelos obtidos num só, sendo que com a utilização do ABAQUS/STANDARD® não é possível devido, por exemplo, à limitação dos modelos de difusão à introdução apenas das temperaturas e tempos de soldadura.

Por último, seria ainda interessante comparar os resultados numéricos obtidos no ABAQUS/STANDARD® apresentados neste trabalho com resultados obtidos utilizando outros softwares comerciais tais como Ansys®, PAM-assembly® ou Sysweld®, sendo que estes dois últimos são dedicados ao estudo de processos de soldadura. No caso do Sysweld® (software mais utilizado a nível de soldadura) permite, através de uma análise de Elementos Finitos, o estudo dos campos de temperatura, tensões, deformações, estrutura metalográfica e taxas de variações de aquecimento e arrefecimento, podendo-se assim caracterizar e melhorar as condições do processo de soldadura.

Bibliografia

1. N. F. Kazakov, *Diffusion Bonding of Materials*, Mir Publishers, 1985;
2. A. Hill, E.R. Wallach, *Modelling Solid-State Diffusion Bonding*, Acta Metallurgica, Vol. 37, No. 9, pp. 2425-2437, 1989;
3. <http://www.key-to-metals.com/Article51.htm>;
4. J. Quiñones, A. Ureña, J.M. Gómez de Salazar *et al.*, *Mathematical Models of Diffusion Processes*, Solid State Ionics pp. 63-65, pp.650-656, 1993;
5. W.H. King and W. A. Owczarski, *Weld. J. Res. Suppl.* 46, pp.289, 1967;
6. J. C. Fiaño, *Soldadura por Difusion de Metal Duro (WC-Co) Mediante Intermediários Ductiles*, Madrid, 1991;
7. F.A. Calvo, A. Ureña, J. M. Gomez de Salazar, F. Molleda, *Solid-State Transformations During Diffusion Bonding of Copper to Iron*, 1989;
8. Lei He, *Diffusion Bonding Modeling and Ductile Fracture in Materials with Distributed Porosity*, PhD Thesis, The University of Michigan, 1997;
9. J.Lemus-Ruiz,, *Diffusion Bonding of Silicon Nitride to Titanium*, Department of Mining and Metallurgical Engineering McGill University Montréal, 2000;
10. A. Ureña, J. M. Gomez de Salazar, *Diffusion Bonding of Hardmetals (WC-Co) Metallic Interlayers*, Journal de Physique IV, 1993;
11. M.M. Schwartz, *Encyclopedia of Materials, Parts and Finishes*, CRC Press, 1992;
12. R. A. M. Samaniego, *Proyecto Fin de Carrera Ingeniero de Materiales – Soldadura de Cermets (WC-Co) com Aceros de Alto Limite Elástico*, Universidad Complutense de Madrid, 2005;
13. J.M. Gómez de Salazar, A. Ureña, M. Menédez, *Propriedades Mecánicas de Uniones Obtenidas Mediante Soldadura por Difusión Dinâmica en Aceros de Media Aleación*, Congresso de Propriedades mecânicas de Segóvia, 2000;
14. P.G. Shewmon, *Diffusion in Solids*, McGraw-Hill, 1963;
15. D.R. Askeland, P.P. Phulé, *The Science and Engineering of Materials*, Ed. Thomson, 2006;
16. T.C. Illingworth, I.O. Golosnoy, V. Gergely and T.W. Clyne, *Numerical Modelling of Transient Liquid Phase Bonding and Other Diffusion Controlled Phase Changes*, Journal of Materials Science, 40, pp. 2505-2511, 2004;
17. Hibbitt *et al.*, *Abaqus Theory Manual v. 5.8*, Hibbitt, Karlsson & Sorensen, Inc., 1998;
18. <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2005/Amir/7b.jpg>

19. C. H. Hamilton, Titanium Science and Technology (edited by R. I. Jaffee and H. M. Burte), Vol. 1, pp. 625-648, Plenum Press, New York, 1973
20. G. Garmond, N. E. Paton and A. S. Argon, Metall. Trans. 6A, 1296, 1975
21. B. Derby and E. R. Wallach, Metal Sci. 18, pp. 427, 1984
22. W. D. Callister, *Materials Science and Engineering: An Introduction*, Ed. John Wiley & Sons, Inc, 2000;
23. Informação do fornecedor Durit, 2007;
24. A.D. Krawitz, D.G. Reichel and R. Hitterman, *Mater. Sci. Eng.*, All9, pp. 127, 1989;
25. D.N. French, *J. Am. Ceram. Soc.*, 52, pp. 271, 1969;
26. S. Ohman, E. Pirnama and S. Palmquist, *Jernkontorets Ann.*, 151, pp. 126, 1967;
27. D. Mari, A.D. Krawitz, J.W. Richardson and W. Benoit, *Residual stress in WC-Co measured by neutron diffraction*, Materials Science and Engineering A, Volume 209, Issues 1-2, pp. 197-205, May 1996;
28. M. Gruter, *Theses Untersuchungen in den systemen Co-C, Co-WC*, Germany - Munster, 1959;
29. J.A. Kenneth Brookes, *Hardmetals and Other Hard Materials*; Ed. EPMA, 1970;
30. http://www.engineeringtoolbox.com/young-modulus-d_773.html;
31. G. Östberg et al., *Mechanisms of Plastic Deformation of WC-Co and Ti(C,N)-WC-Co*, International Journal of Refractory Metals & Hard Materials 24, pp. 135–144, 2006;
32. E. Howard Boyer, , *Atlas of Stress-Strain Curves*, Ed. ASM, 2002;
33. *Mechanical Testing and Evaluation*, Ed. ASM, 2000;
34. www.matweb.com;
35. Catálogo técnico F. Ramada, Aços e Industrias S.A, 2007.;
36. Catálogo técnico Austral Wright Metals Limited, 2007;
37. J. C. Sá, *Apontamentos da disciplina de Métodos de Aproximação em Engenharia*, 2005;
38. T. Padron, *Modelling the transient liquid phase bonding behaviour of a duplex stainless steel using copper interlayers*, Materials Science and Engineering, Vol. 385, pp. 220-228, 2004;
39. G. Taguchi, S. Konishi, *Taguchi Methods: Orthogonal Array and Linear Graphs*, Tools for quality Engineering, ASI Press, 1987;
40. Profitability Engineers, *Manual de formação em Métodos Taguchi*, 2007;

Outras referências de relevância consultadas

41. M.M. Schwartz, *Encyclopedia of Materials, Parts and Finishes*, CRC Press, 1992
42. R. Samaniego, *Soldadura de Cerments (WC-Co) con Aceros de Alto Límite Elástico - Proyecto Fin de Carrera Ingeniero de Materiales*, 2005
43. Vários, *Welding Book – Welding Processes-Vol. 2*, American Welding Society, 1991;
44. W.F. Smith, *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais*, Ed. Mc Graw-Hill, 1998.

Anexo A

Número de intervalos impar

```
%Simulação da Segunda Lei de Fick aplicada a dois materiais em contacto
%Sem pontos na fronteira entre os dois elementos
clc;
clear all;
close all;
%
format short e
%Coeficientes de difusão
DA=4.4e-9;
DB=4.4e-9;
%Concentrações iniciais
C0A=0.2;
C0B=0.4;
%
%Comprimento do elemento A
LA=0.01;
%Comprimento do elemento B
LB=LA;
%instante em que se pretende conhecer a concentração
t=100;
%(t+1)
t1=t+1;
%nº de intervalos de divisão em x (este numero tem de ser impar)
nintx=5;
%nº de intervalos de divisão no tempo t
nintt=5;
%
%Dimensao do incremento em x
deltax=(LA+LB)/nintx; %Dimensão do incremento em x
deltat=t1/nintt; %Dimensão do incremento em t
P1=(nintx-1)/2+1;
P2=(nintx+1)/2+1;
%matriz de concentrações
concentracao=zeros(nintt+1,nintx+1);
%condição fronteira
%nos extremos
for j=1:nintt+1
    concentracao(j,1)=0.2%C0A;
end

for j=1:nintt+1
    concentracao(j,nintx+1)=0.4%C0B;
end
%inicio
for i=1:P1
    concentracao(1,i)=C0A;
end
for i=P2:nintx+1
    concentracao(1,i)=C0B;
end
%matriz coeficientes
for j=2:nintt+1
    mcoefC=zeros(nintx+1,nintx+1);
    x=zeros(nintx+1,1);
```

```

%
for i=1:P1
    mcoefC(i,i)=(1/deltat)+((2*DA)/deltax^2);
end
for i=P2:nintx+1
    mcoefC(i,i)=(1/deltat)+((2*DB)/deltax^2);
end
for i=1:P1-1
    mcoefC(i,i+1)=-DA/deltax^2;
end
for i=2:P2
    mcoefC(i,i-1)=-DA/deltax^2;
end
for i=P1:nintx
    mcoefC(i,i+1)=-DB/deltax^2;
end
for i=P2+1:nintx+1
    mcoefC(i,i-1)=-DB/deltax^2;
end
mcoefC(nintx+1,:)=0;
mcoefC(nintx+1,nintx+1)=1;
x(nintx+1)=C0B;
%
mcoefC(1,:)=0;
mcoefC(1,1)=1;
x(1)=C0A;
for i=2:nintx
    x(i)=(1/deltat)*concentracao(j-1,i);
end
[L,U]=lu(mcoefC);
concx=U\ (L\ x);
concentracao(j,:)=concx;
% for i=1:nintx+1
%     concentracao(j,i)=concx(i)
% end
end
%vector dos pontos x
for i=1:nintx+1
    xx(i)=(i-1)*deltax;
end
%vector dos pontos t
for i=1:nintt+1
    tt(i)=(i-1)*deltat;
end
x;
concentracao
P1;
P2;
mcoefC;
figure;
plot(xx,concentracao(nintt,:))
title('Concentração nas placas soldadas ao fim de 100 segundos')
xlabel('x[m]')
ylabel('Concentração')
figure;
surf(xx,tt,concentracao)
title('Evolução da concentração ao longo das placas e ao longo do tempo')
xlabel('x[m]')
ylabel('t[segundos]')
zlabel('Concentração')

```

Anexo B

Número de intervalos par

```
%Simulação da Segunda Lei de Fick aplicada a dois materiais em contacto
%Sem pontos na fronteira entre os dois elementos
clc;
clear all;
close all;
%
format short e
%Coeficientes de difusão
DA=4.4e-9;
DB=4.4e-9;
%Concentrações iniciais
C0A=0.2;
C0B=0.4;
%
%Comprimento do elemento A
LA=0.01;
%Comprimento do elemento B
LB=LA;
%instante em que se pretende conhecer a concentração
t=60;
%(t+1)
t1=t+1;
%nº de intervalos de divisão em x (este numero tem de ser par)
nintx=30;
%nº de intervalos de divisão no tempo t
nintt=6;
%
%Dimensao do incremento em x
deltax=(LA+LB)/nintx; %Dimensão do incremento em x
deltat=t1/nintt; %Dimensão do incremento em t
%
%marcação de pontos
P1=nintx/2
P2=(nintx+2)/2+1
P3=(nintx+2)/2
%matriz de concentrações
concentracao=zeros(nintt+1,nintx+1);
%
%condição fronteira
%nos extremos
for j=1:nintt+1
    concentracao(j,1)=0.2*C0A;
end

for j=1:nintt+1
    concentracao(j,nintx+1)=0.4*C0B;
end
%inicio
for i=1:P1
    concentracao(1,i)=C0A;
end
for i=P3
    concentracao(1,i)=(C0A+C0B)/2;
```

```

end
for i=P2:nintx+1
    concentracao(1,i)=C0B;
end
%matriz coeficientes
for j=2:nintt+1
    mcoefC=zeros(nintx+1,nintx+1);
    x=zeros(nintx+1,1);
    for i=1:P1
        mcoefC(i,i)=(1/deltat)+((2*DA)/deltax^2);
    end
    for i=P2:nintx+1
        mcoefC(i,i)=(1/deltat)+((2*DB)/deltax^2);
    end
    for i=P3
        mcoefC(i,i)=(1/deltat)+((2*(DA+DB)/2)/deltax^2);
    end
    %
    for i=1:P1
        mcoefC(i,i+1)=-DA/deltax^2;
    end
    for i=2:P3
        mcoefC(i,i-1)=-DA/deltax^2;
    end
    for i=P3:nintx
        mcoefC(i,i+1)=-DB/deltax^2;
    end
    for i=P2:nintx+1
        mcoefC(i,i-1)=-DB/deltax^2;
    end
    mcoefC(nintx+1,:)=0;
    mcoefC(nintx+1,nintx+1)=1;
    x(nintx+1)=C0B;
    %
    mcoefC(1,:)=0;
    mcoefC(1,1)=1;
    x(1)=C0A;
    for i=2:nintx
        x(i)=(1/deltat)*concentracao(j-1,i);
    end
    [L,U]=lu(mcoefC);
    concx=U\ (L\ x);
    concentracao(j,:)=concx;
    % for i=1:nintx+1
    %     concentracao(j,i)=concx(i)
    % end
end
%vector dos pontos x
for i=1:nintx+1
    xx(i)=(i-1)*deltax;
end
%vector dos pontos t
for i=1:nintt+1
    tt(i)=(i-1)*deltat;
end
x;
concentracao
P1
P2
mcoefC

```

```
figure;  
plot(xx,concentracao(nintt,:))  
title('Concentração nas placas soldadas ao fim de 60 segundos')  
xlabel('x[mm]')  
ylabel('Concentração')  
figure;  
surf(xx,tt,concentracao)  
title('Evolução da concentração ao longo das placas e ao longo do tempo')  
xlabel('x[mm]')  
ylabel('t[segundos]')  
zlabel('Concentração')
```