



Universidade de Aveiro
Ano 2015

Departamento de Engenharia de Materiais e
Cerâmica

**Hugo Miguel Dias
Gonçalves**

Estudo de parâmetros de soldadura em aços HSLA



Universidade de Aveiro
Ano 2015

Departamento de Engenharia de
Materiais e Cerâmica

**Hugo Miguel Dias
Gonçalves**

**Estudo de parâmetros de soldadura em aços
HSLA**

Relatório de estágio apresentado à Universidade de Aveiro para cumprimento dos requisitos necessários à obtenção do grau de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais, realizada sob a orientação científica do Doutor Filipe José Alves de Oliveira, Investigador Auxiliar do Laboratório Associado CICECO da Universidade de Aveiro, coorientação científica do Professor Doutor Rui Ramos Ferreira e Silva, Professor Associado do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro e com supervisão na empresa por parte do Engenheiro Luís Neves, Diretor geral da Epedal.

O júri
Presidente

Professor Doutor Joaquim Manuel Vieira
Professor Catedrático do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro

Doutor João Miguel Maia Carrapichano
Professor Adjunto do Instituto Superior de Engenharia de Coimbra

Doutor Filipe José Alves de Oliveira
Investigador Auxiliar do CICECO, Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica da Universidade de Aveiro

Agradecimentos

Gostaria de agradecer ao Doutor Filipe Oliveira e ao Professor Doutor Rui Silva pela orientação ao longo do trabalho.

À administração da Epedal pela oportunidade que me foi facultada de integrar uma equipa qualificada no ramo da indústria automóvel.

Ao Eng.º Luís Neves, meu supervisor na Epedal, pelo apoio dado a este trabalho.

Ao Manuel Pereira, Luís Almeida, João Miguel, André Ferreira e a todos os restantes colaboradores da Epedal que em algum momento contribuíram com o seu conhecimento e disponibilidade para me auxiliarem ao longo do estágio.

A todos os meus amigos por todos os momentos e apoio ao longo de todos estes anos académicos.

À minha Mãe, pelas longas conversas, o ombro amigo e toda a dedicação que tanto precisei durante o meu percurso. Ao meu Pai, pelo exemplo de homem que é, por toda a sua disponibilidade e por todo o carinho demonstrado. Ao meu Irmão, por ser o meu confidente, o meu melhor amigo, o sábio, e o melhor engenheiro que conheço. Obrigado pelo apoio incondicional, pela compreensão, pelo amor e pela força que sempre demonstraram, demonstram e certamente irão demonstrar no resto da minha vida. Muito obrigado!

À Joana, um muito obrigado pela ajuda, pelo amor, pela amizade, pelo companheirismo, pela paciência e pela confiança. Muito obrigado!

Palavras-chave

Aços de baixa liga e elevada resistência (aços HSLA), Soldadura por resistência, Soldadura por protuberâncias, Parâmetros de soldadura, Caracterização microestrutural, Indústria automóvel.

Resumo

Os ganhos de eficiência energética e a sustentabilidade estão na base do desenvolvimento de materiais com melhores propriedades específicas. Este é o caso das ligas leves e dos aços de baixa liga e elevada resistência (High Strength Low Alloy -HSLA- steels) que substituíram aços tradicionais, com teores mais elevados de elementos de liga. No caso da indústria automóvel, os aços HSLA têm utilização numa grande diversidade de componentes estruturais e permitem reduções significativas de peso e também de custo. O fabrico destes componentes envolve várias operações de enformação plástica e também de soldadura, estando esta última muitas vezes na origem de defeitos que podem ser detetados imediatamente ou, na pior situação possível, apenas após a entrada em serviço. É por isso fundamental identificar a contribuição de cada etapa do processamento para a origem destes defeitos.

O estágio curricular foi realizado na empresa metalomecânica Epedal – Indústria de componentes metálicos S.A., que se dedica à produção de componentes para o sector automóvel. O presente trabalho teve como objetivo a identificação da origem de defeitos de soldadura por protuberâncias entre uma chapa de aço estampada (HX340LAD Zn100, com quatro protuberâncias produzidas por deformação plástica) e um bloco de aço (S355MC), ambos aços HSLA. O estudo efetuado teve como base o trabalho prévio realizado pela Epedal, que consistiu na alteração não sistemática de parâmetros do robot de soldadura até que o número de defeitos fosse diminuído. Neste trabalho estudou-se sobretudo o efeito da pressão e da intensidade de corrente aplicadas durante a soldadura. A caracterização consistiu na análise da forma das protuberâncias produzidas, antes e após aplicação da pressão, numa análise microestrutural das zonas soldadas, na sua caracterização mecânica através de microdureza Vickers (200 gf) e em ensaios mecânicos de arrancamento para avaliação da integridade estrutural das zonas soldadas.

Uma tarefa nova consistiu na análise topográfica por microscopia ótica 3D através da técnica de variação de foco, das protuberâncias produzidas por deformação plástica da chapa metálica com 1,75 mm de espessura, antes e após a aplicação de pressão. Verificou-se que os topos das protuberâncias tal como produzidas não estavam centrados com a base circular das mesmas. Após a aplicação de pressão (2,5 bar, 4,5 bar e 6,0 bar) resultam áreas de contacto entre as quatro protuberâncias da chapa e o bloco de 5,09 mm², 11,66 mm² e 19,76 mm², respetivamente. As pressões efetivas de contato foram obtidas após calibração da força aplicada com uma célula de carga. Conclui-se que no início da aplicação da corrente a tensão compressiva de contacto (1,07, 1,39 e 1,87 GPa) diminui com o aumento da pressão aplicada pela máquina, pois há maior deformação plástica da protuberância. Verificou-se também que as áreas de

cada protuberância também não são iguais entre si, o que indica que durante a sua produção não se garantiu uma altura uniforme das mesmas.

Foram realizadas várias soldaduras com intensidades de corrente de 17,5 kA, 35 kA e 44 kA, obtendo-se valores de densidade de corrente inicial entre 1,77 kA/mm² e 6,88 kA/mm². Mediram-se as áreas da zona termicamente afetada (ZTA) e o comprimento das mesmas, de acordo com o controlo de qualidade exigido pelo cliente. Através da análise microestrutural foi possível observar que as amostras produzidas com menor densidade de corrente apresentam maior teor em martensite, enquanto as amostras produzidas com densidade de corrente de 3,77 kA/mm² e 6,88 kA/mm² possuem mais austenite residual. A área da ZTA e o comprimento da união destas duas amostras são também as únicas que obedecem aos critérios mínimos do cliente das peças. Os perfis de microdureza mostram que estas duas amostras, tal como as restantes têm maior dureza nas zonas termicamente afetadas. As duas melhores amostras têm no entanto valores máximos na zona de fusão menores (~250 HV0.2) do que as restantes (~350 HV0.2), indicando que estas últimas terão uma soldadura mais frágil.

Os ensaios de arrancamento mostraram que apenas as duas amostras com densidade de corrente de 3,77 kA/mm² e 6,88 kA/mm² obedecem inteiramente aos critérios de qualidade do cliente, o que não acontece com os parâmetros atuais da empresa.

Chegou-se então à conclusão que a causa da falta de qualidade das peças soldadas ocorrida na Epedal estaria relacionada com a combinação inadequada de pressão de contacto e intensidade de corrente que resultariam em valores demasiado baixos de densidade de corrente. A geometria não uniforme das protuberâncias origina também densidades de corrente diferentes em cada protuberância, o que poderá resultar em protuberâncias com uma boa união com o bloco e outras sem qualquer transferência de material, numa mesma peça, agravando ainda mais o problema. Desta forma recomendou-se à Epedal a correção da ferramenta de estampar, por forma a proporcionar uma uniformização das protuberâncias.

Identificou-se como densidade de corrente mínima para a obtenção de uma boa soldadura o valor de 3,77 kA/mm², que pode ser conseguido com uma intensidade de corrente de 35 kA para um valor de pressão mínima de 2,5 bar. Esta poderá ser aumentada para garantir a deformação completa da protuberância, mas garantindo sempre o valor mínimo da densidade de corrente.

key-words

High strength low alloy steels (HSLA), Resistance Welding, Projection Welding, Welding Parameters, Microstructural Characterization, Automotive Industry.

Abstract

Energy efficiency gains and sustainability are the base of the development of materials with increased specific proprieties. This is the case for light alloys and high strength low alloy (HSLA) steels, which replaced conventional steels, with higher levels of alloy elements. In the automobile industry, HSLA steels are used in a large diversity of structural components that account for significant reduction of the weight and also of material costs. The production of this components several plastic forming and welding operations. For the latter defects may appear immediately or, in the worst scenario, only after the entry into service. It is thus fundamental to identify the contribution of each step of the process in the origin of the defect.

The internship was performed in a metalworking company named Epedal - Indústria de componentes metálicos S.A., whose main products are components for the automotive industry. The objective of the work was to identify the origin of projection welding defects between a HSLA steel sheet (HX340LAD Zn100, with four projections) and another HSLA steel block (S355MC). The study was performed based on previous work done by Epedal, which consisted on a non-systematic change of the robot's welding parameters until the number of defects was reduced. In the present work the effect of pressure and current intensity applied during welding on the weld quality were assessed. The characterization consisted in the analysis of the shape of the projections produced before and after the application of pressure, a microstructural analysis of the welded areas, in the mechanical characterization by Vickers microhardness (200gf) measurements and by a mechanical pullout test for evaluating the structural integrity of the welded parts.

A new task consisted in the topographical analysis by optical microscopy 3D using focus variation technique, of the projections produced by plastic deformation of the metal plate 1,75 mm thick before and after application of pressure. It was found that the tops of the projections produced were not centered with their circular base. After the application of pressure, 2,5 bar, and 4,5 bar 6,0 bar, the resulting contact areas between the four projections of the plate and the block are 5,09 mm², 11,66 mm² and 19,76 mm², respectively. The effective contact pressures were obtained after calibration of the forces with a load cell. It was concluded that, just before current application, the actual contact pressure (1,07, 1,39 and 1,87 GPa) decreases with the increasing of the pressure applied by the machine, as there is a larger plastic deformation of the projections. It was also found that the areas of each projection are also not equal, which indicates that the stamping does not ensure neither the centering nor uniform height of the four projections.

Several welding tests were carried out with current intensities of 17,5 kA, 35 kA and 44 kA, for initial current density values between 1,77 kA/mm² and 6,88 kA/mm². The areas of the heat affected zone (HAZ) and the joint length were measured, according to the quality control

required by the customer. Through microstructural analysis it was observed that the samples produced with lower current density have a higher content of martensitic phase, while the samples produced with current density of 3,77 kA/mm² and 6,88 kA/mm² have more retained austenite. The area of the HAZ and the joint's length of these two samples are also the ones that meet the minimum criteria of the customer's requirements. Microhardness profiles showed that these samples, as well as the others, are harder in the heat affected zones. However these two samples have lower (~ 250 HV0,2) maximum values than the others (~ 350 HV0,2) in the melting zone, indicating that the latter weldings will be more brittle.

The pullout tests showed that only two samples with current density of 3,77 kA/mm² and 6,88 kA/mm² fully satisfy the customer's quality criteria, which does not happen with the actual parameters used by the company.

Finally, it can be concluded that the lack of quality of these welded parts at Epedal was related to an inadequate combination of contact pressure and current intensity that would result in too low values of current density. The non-uniform geometry of the projections also creates different current densities on each projection. So, in the same part, some projections may have a good bond with the block while for others there is no transfer of material, which can further worsen the problem. It was thus recommended to Epedal the correction of the geometry of the stamping tool in order to provide uniform projections.

The minimum current density of 3,77 kA/mm² was established for obtaining a good welding. This can be achieved with a current intensity of 35 kA for a minimum pressure value of 2,5 bar. The pressure can be increased to ensure complete deformation of the projection, but always guaranteeing the minimum value of the current density.

ÍNDICE

ÍNDICE DE FIGURAS	iii
ÍNDICE DE TABELAS	v
CAPÍTULO I	
INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II	
CONSIDERAÇÕES GERAIS	5
2.1. A indústria automóvel em Portugal	5
2.2. O aço na indústria automóvel	7
2.3. Aços de baixa liga e elevada resistência (HSLA steels)	8
2.4. Processamento do aço HSLA	12
2.5. Constituintes do aço HSLA	16
2.6. Processos de Soldadura	18
2.6.1. Soldadura por resistência	19
2.6.2. Soldadura por projeções	20
CAPÍTULO III	
PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	25
3.1. Materiais e geometria das peças	25
3.2. Equipamento e parâmetros de soldadura	29
3.3. Ensaio de arrancamento	31
3.4. Métodos de medição geométrica	31
3.5. Caracterização microestrutural	33
3.6. Medição de dureza	33
CAPÍTULO IV	
RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
4.1. Enquadramento inicial	35
4.2. Área de contacto inicial	35
4.3. Análise microestrutural e da microdureza	42
4.4. Ensaio de arrancamento da soldadura	49

CAPÍTULO V	
TRABALHO EXTRACURRICULAR NA EMPRESA	53
5.1. Industrialização de novos projetos	53
5.2. Contribuições dadas ao longo do estágio profissional	55
5.2.1. P – FMEA (Análise Modal de Falhas e Efeitos)	55
5.2.2. Fissuração de tubos	55
CAPÍTULO VI	
CONCLUSÕES	57
BIBLIOGRAFIA	59

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.Fachada de entrada da Epedal, S.A.–Indústria de componentes metálicos.	2
Figura 2.Retrospectiva do sector automóvel em Portugal [2].	5
Figura 3.Consumo de energia fóssil em função do peso do carro [5].	8
Figura 4.Diagrama de fases Fe-C com indicação dos valores típicos de teor em carbono nos aços HSLA [9].	9
Figura 5.Mecanismos de endurecimento utilizados nos aços de baixo-carbono [17].	10
Figura 6.Microestrutura típica de um aço hipoeutectoide [10].	10
Figura 7.Diagrama CTT de um aço hipoeutectoide com a representação de diferentes taxas de arrefecimento [11].	11
Figura 8.Esquema ilustrativo do processamento termomecânico dos aços HSLA.	12
Figura 9.Tamanho médio de grão em função da percentagem de volume da austenite deformada [13].	13
Figura 10.Propriedades mecânicas de um aço em função do tamanho médio de grão [8].	14
Figura 11.Microestrutura de um aço HSLA (a) obtido por laminagem a quente (1050°C) e (b) por TMP (temperatura de primeira deformação 1050°C) [18].	15
Figura 12.Tensão de cedência em função do tamanho de grão no campo austenítico [19].	16
Figura 13.Efeito do nióbio na tensão de cedência de um aço HSLA.	17
Figura 14.Efeito da temperatura de fim de laminagem (à esquerda) e da percentagem de redução (à direita) nas propriedades mecânicas finais de um aço HSLA [20].	18
Figura 15.Formação do núcleo de metal fundido (<i>weld nugget</i>) na soldadura por resistência na interface chapa-chapa [31].	19
Figura 16.Esquema do processo de soldadura por protuberâncias, (a) antes e (b) após a aplicação de corrente elétrica [28].	20
Figura 17.Resistências elétricas encontradas pela corrente na soldadura por pontos [31].	22
Figura 18.Resistividade elétrica típica de um metal em função da temperatura.	23
Figura 19.Resistência elétrica do circuito em função da força de aperto aplicada.	24
Figura 20.Detalhe das protuberâncias estampadas.	26
Figura 21.Planificação 2D do projeto tridimensional enviado pela Volkswagen, com detalhe da geometria das protuberâncias.	27
Figura 22.Fotografia do bloco de aço a soldar na peça estampada.	28
Figura 23.Representação esquemática da ferramenta de soldar os componentes.	29
Figura 24.Esquema de montagem dos componentes na ferramenta de soldar.	30

Figura 25.Ferramenta auxiliar para ensaio destrutivo.	31
Figura 26.Peça após o ensaio destrutivo, com a presença de quatro “botões” de soldadura.	32
Figura 27.Método de medição dos diâmetros de soldadura após o ensaio destrutivo de arrancamento [39].	32
Figura 28.Esquema das regiões obtidas após o processo de soldadura (em baixo a chapa de aço zincado HX340LAD; ao centro as zonas termicamente afetadas – ZTA – e a região de solda; e em cima o bloco de aço S355MC).	34
Figura 29.Gráfico da força exercida pelo êmbolo em função da pressão aplicada pela máquina de soldadura.	36
Figura 30.Esquema bidimensional da chapa HSLA com a identificação das protuberâncias.	37
Figura 31.Vista isométrica da geometria da protuberância sem aplicação de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco	37
Figura 32.Geometria da protuberância após aplicação de 2,5 bar de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco: a) vista isométrica de uma das protuberâncias; b) vista de cima das quatro protuberâncias.	38
Figura 33.Geometria da protuberância após aplicação de 4,5 bar de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco: a) vista isométrica de uma das protuberâncias; b) vista de cima das quatro protuberâncias.	39
Figura 34.Geometria da protuberância após aplicação de 6,0 bar de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco: a) vista isométrica de uma das protuberâncias; b) vista de cima das quatro protuberâncias.	40
Figura 35. Microestrutura da (a) chapa de aço HX340LAD e (b) do bloco de aço S355MC.	42
Figura 36.Micrografias óticas das ZTA das várias amostras com a indicação do comprimento da maior zona de união entre componentes.	43
Figura 37.Fotomicrografia da amostra S com a identificação das zonas de obtenção das microestruturas.	45
Figura 38.Fotomicrografias das microestruturas ao longo das diferentes regiões formadas pelo processo de soldadura.	46
Figura 39. Fotomicrografias da região soldada nas diferentes amostras.	47
Figura 40. Gráfico resultante dos ensaios de microdureza.	48
Figura 41. Resultado de uma (a) boa soldadura (OK); e (b) má soldadura (NOK).	51
Figura 42. Tubo (a)com fissura e (b) sem fissura.	55

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Estatísticas das cinco maiores produtoras de automóveis em Portugal em 2010 [3].....	6
Tabela 2. Evolução de produção de automóveis em Portugal [3].....	7
Tabela 3. Composição química da chapa de aço HX340LAD+Z100 e da espessura do revestimento de zinco.	26
Tabela 4. Propriedades mecânicas da chapa de aço HX340LAD+Z100.	26
Tabela 5. Composição química da chapa de aço S355MC.	28
Tabela 6. Propriedades mecânicas da chapa de aço S355MC.	28
Tabela 7. Parâmetros utilizados na soldadura das diferentes amostras.	30
Tabela 8. Resultado da medição da área deformada para os diferentes valores de carga aplicados.	41
Tabela 9. Resultados da densidade de corrente elétrica em cada soldadura.....	41
Tabela 10. Resultados experimentais dos vários parâmetros utilizados.....	50

LISTA DE ABREVIATURAS

ACAP - Associação Automóvel de Portugal;
AWS - American Welding Society;
CAE - Código de Atividade Económica;
CAD - Computer Aided Design;
CEIIA - Centro de Excelência e Inovação para a Indústria Automóvel;
CNC - Computer Numerical Control;
EDM - Electrical Discharge Machining;
HSLA - High Strenght Low Alloy;
MIG - Metal Inert Gas;
MAG -Metal Active Gas;
PIB - Produto Interno Bruto;
RSW - Resistance Spot Welding;
RSEW - Resistance Seam Welding;
RPW - Resistance Projection Welding;
TIG - Tugnsten Inert Gas;
TMP - Thermomechanical Processing;
ZTA - Zona Termicamente Afetada.

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

O presente estágio foi realizado na empresa Epedal S.A. – Indústria de Componentes Metálicos, sediada em Sangalhos, Anadia. Fundada em 1981 para suprir necessidades de mercado no sector do ciclismo, atualmente a sua atividade está centrada na produção exclusiva de componentes metálicos para o ramo automóvel (Código de Atividade Económica, CAE - 29320). Sendo uma das cofundadoras do *Centro de Excelência e Inovação para a Indústria Automóvel (CEIIA)*, a empresa conta atualmente com 170 colaboradores e apresentou no fecho de 2014 perto de 18M€ em volume de negócios, o que representa um aumento de 20,3% em relação ao mesmo período de 2013. Atualmente, cerca de 90% da produção da empresa é exportada para países da Europa, como Espanha, França, Republica Checa, Eslováquia e Alemanha, fornecendo componentes para grupos como Mitsubishi, Volkswagen/Autoeuropa, Yamaha, Faurecia, F.Segura, Kirchoff, Tenneco, e Gestamp. Em termos de certificações, destacam-se as ISO 9002, 14001 e 16949 (ISO/TS), a VDA (norma Volkswagen) e a OSHAS 18001, obtidas entre 1995 e 2011. Com uma capacidade de produção de mil toneladas por mês, a Epedal conta atualmente com uma unidade fabril de oito pavilhões onde realiza deformação plástica de chapa de aço de construção e aço inoxidável a frio, deformação plástica de tubo (até 50mm de diâmetro) e arame (até 16mm de diâmetro), processos de soldadura (MIG, MAG e por indução de corrente) e tratamento de superfícies. A empresa realiza os processos mencionados aliando uma mão-de-obra especializada a meios tecnológicos como: vinte prensas (dezasseis mecânicas e quatro hidráulicas, com capacidade de enformação entre 45ton e 1.200ton), vinte e um robôs de soldadura programáveis, cinco máquinas de soldadura por indução/resistência e uma linha de zincagem por suspensão. Nos últimos anos a empresa tem vindo a investir na conceção de ferramentas com a aquisição de cinco postos de projeto CAD (*Computer Aided Design*), quatro fresadoras de comando numérico computadorizado (*Computer Numerical Control – CNC*) e três máquinas de erosão a fio (*Electrical Discharge Machining - EDM*).



Figura 1. Fachada de entrada da Epedal, S.A. – Indústria de componentes metálicos [1].

Do ponto de vista curricular pretendeu-se com este estágio analisar um defeito recorrente na soldadura por pontos, entre uma chapa com espessura de 1,75 mm e um bloco de aço com 15mm, cortado a laser, ambos aços de baixa liga e elevada resistência (*High Strength Low Alloy steel*, HSLA). Procurou-se identificar a razão de após a soldadura dos componentes, sem aparentes variações dos meios produtivos, existirem componentes finais dentro e fora de especificação. Esta análise refletiu-se, essencialmente, na caracterização química, microestrutural, e morfológica dos componentes a soldar e na influência dos parâmetros de soldadura nas características supracitadas. Visa-se com o presente documento apresentar à empresa soluções para diminuir a quantidade de refugo e aumentar a reprodutibilidade do processo. Entretanto, este período curricular esteve inserido num estágio profissional (40 horas semanais obrigatórias), desde Junho de 2014, na posição de chefe de projeto (auxiliar), na qual se pretendeu adquirir conhecimento no exercício da profissão.

Este trabalho está estruturado em seis capítulos, organizados e distribuídos da forma a seguir descrita:

No presente capítulo (Capítulo I – Introdução) apresenta-se a empresa, o objetivo e a estrutura do trabalho.

No Capítulo II (Considerações gerais) faz-se um resumo do estado atual da indústria automóvel, assim como dos seus desafios para os próximos anos. De seguida são dadas a conhecer as principais características do aço HSLA, meios de processamento e as suas utilizações. Neste capítulo são também apresentadas

técnicas de união de materiais por soldadura, dando ênfase à soldadura por resistência e mais especificamente à soldadura por protuberâncias. São ainda apresentadas as normas dos materiais e dos meios produtivos que devem ser cumpridas na produção do processo em questão.

No Capítulo III (Procedimento experimental) são dados a conhecer os materiais e as técnicas de caracterização utilizadas na realização da componente experimental deste trabalho.

No Capítulo IV (Análise e discussão de resultados) são exibidos os resultados experimentais resultantes das análises realizadas no capítulo anterior e é realizada uma análise e discussão crítica dos mesmos.

No Capítulo V (Conclusões) apresentam-se as principais conclusões que resultam da análise dos resultados obtidos.

No Capítulo VI (Trabalho extracurricular) é descrito o trabalho extracurricular realizado na unidade empresarial.

CAPÍTULO II

CONSIDERAÇÕES GERAIS

2.1. A indústria automóvel em Portugal

A indústria automóvel em Portugal teve o seu início no fim dos anos 60 do século XX e desde então apresenta uma grande evolução. O investimento estrangeiro constituiu uma importante força motriz dessa evolução, nomeadamente no que concerne à instalação de unidades de montagem em território nacional. Além do impacto em termos de emprego e exportações, estas unidades contribuíram para o desenvolvimento de toda uma indústria de componentes para suprir as necessidades do sector. Na Figura 2 está representada uma retrospectiva da indústria automóvel em Portugal até ao início do século XXI.

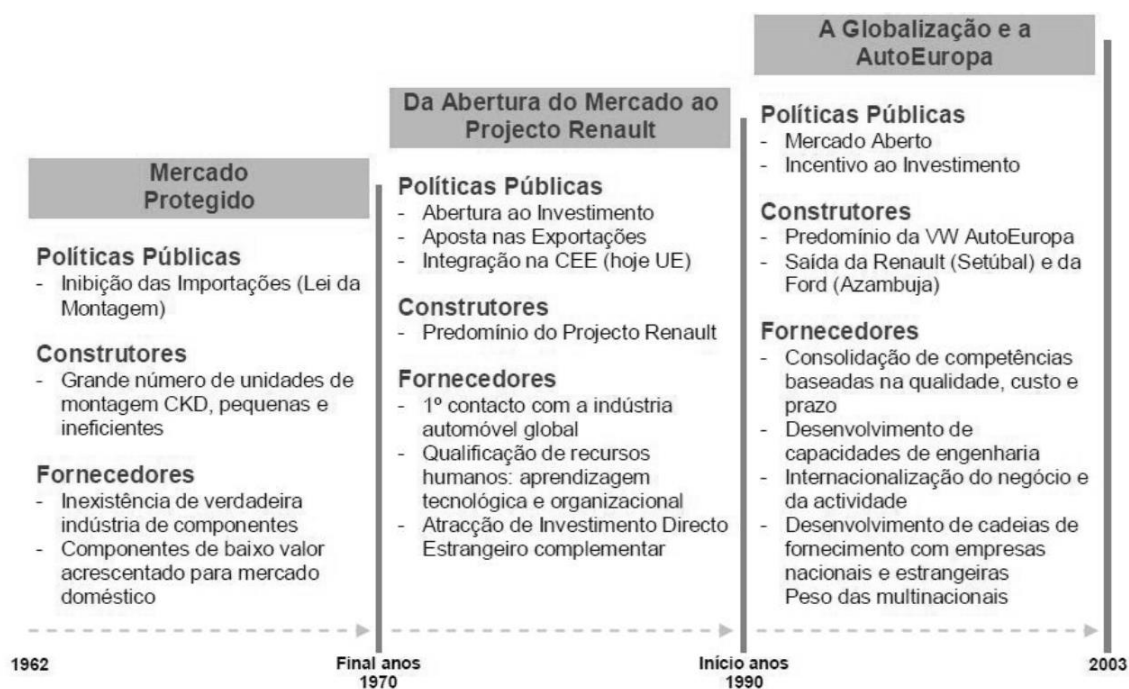


Figura 2. Retrospectiva do sector automóvel em Portugal [2].

De acordo com a ACAP (Associação Automóvel de Portugal), o sector automóvel em Portugal é um dos mais dinâmicos e inovadores da economia nacional. Neste sector estão representadas 28 mil empresas, que originam um total de 140 mil postos de trabalho diretos. Em 2013 a indústria automóvel foi responsável por um volume de negócios de 24 mil milhões de euros. Entre a produção de automóveis e os seus componentes este é um dos principais sectores exportadores em Portugal, representando cerca de 20% do total de produtos exportados. As receitas geradas pela venda e circulação automóvel em Portugal ascendem a mais de 6 mil milhões de euros,

o que corresponde a cerca de 4% do PIB (Produto Interno Bruto) e a 21% do total das receitas fiscais [2, 3].

Em 2010, as cinco maiores unidades de produção de automóveis do país apresentavam um volume de negócios superior a 1,7 mil milhões de euros, mais de 126 mil unidades produzidas e cerca de 4.700 trabalhadores. Na Tabela 1 estão apresentadas estas estatísticas.

Tabela 1. Estatísticas das cinco maiores produtoras de automóveis em Portugal em 2010 [3].

	<i>Volume de negócios (M€)</i>	<i>Produção (unidades)</i>	<i>Número de trabalhadores</i>
<i>AutoEuropa</i>	1.307	86.008	2.992
<i>Peugeot Citroën</i>	269,2	34.520	887
<i>Mitsubishi Fuso</i>	78,5	2.850	339
<i>Toyota Caetano</i>	49,7	1.967	327
<i>V.N. Automóveis</i>	3,0	670	134
TOTAL	1.707,4	126.015	4.679

A produção de componentes associada a este sector estende-se desde a produção de motores, ou peças para motores, ao fabrico de moldes e ferramentas para a produção das mesmas. Segundo os dados de 2011, existem 180 empresas em Portugal dedicadas à produção de componentes, de moldes e de ferramentas, com um volume de negócios que ascende aos 7,5 mil milhões de euros, e que representam mais de 41 mil empregos. A indústria de componentes, e desde o seu início até à atualidade, tem sido alvo de uma evolução constante. Inicialmente caracterizada por muitas unidades de pequena dimensão, mão-de-obra intensiva, pouco especializada no setor automóvel, que produzia pequenas séries e muito orientada para o mercado nacional, evoluiu para uma indústria mais competitiva, voltada para o mercado externo, com unidades especializadas, maior investimento em capital e maior investimento estrangeiro, com uma mão-de-obra com competências técnicas e com investimentos nas áreas de engenharia e investigação e desenvolvimento tecnológico [4].

Para este crescimento positivo do setor contribuiu a entrada em funcionamento da AutoEuropa, que revitalizou de forma substancial o sector, induzindo um crescimento acentuado das vendas para o mercado interno, devido não só pelo aumento de volume de montagem, como igualmente pelo aumento da incorporação de componentes produzidos em território nacional [2].

Devido à crise económica internacional existiu nos últimos anos uma elevada quebra relativamente ao ano 2000, no entanto o sector dá sinais de recuperação. Na Tabela 2 está apresentada a produção de automóveis e da produção média dos mesmos por unidade empresarial [3].

Tabela 2. Evolução de produção de automóveis em Portugal [3].

	1995	2000	2008	2009	2010	2011	2012
<i>Produção total de veículos</i>	158.895	246.724	175.155	126.015	158.729	192.242	163.561

O futuro prevê-se igualmente positivo. Com a inflação do preço dos combustíveis fósseis, uma das grandes apostas da indústria europeia é na fabricação sustentável do veículo elétrico. Até 2020 prevê-se mesmo um crescimento das suas vendas e um ganho de quota de mercado em detrimento dos veículos com motores de combustão, o que poderá ser uma oportunidade para os produtores nacionais.

2.2. O aço na indústria automóvel

A indústria automóvel desde o seu início recorreu ao aço como principal matéria-prima principalmente devido ao seu preço. Este sempre foi o material mais barato que cumpria os requisitos mecânicos necessários (resistência, dureza, ductilidade, soldabilidade) para a produção em série de componentes estruturais de um automóvel [5].

Hoje em dia, com a crescente preocupação ambiental e principalmente energética, os produtores de automóveis iniciaram uma procura por alternativas fiáveis. A energia consumida num automóvel pode ser categorizada em dois tipos: a energia despendida no seu fabrico e a energia despendida no movimento. O consumo de energia na produção pode ser reduzido através da redução de consumos energéticos dos meios produtivos e da redução de custos de transporte envolvidos na logística. A redução do consumo de energia associado ao movimento do automóvel pode ser feita através do aumento de eficiência dos motores (que nos dias de hoje apresentam aproximadamente 86%), mas é na redução do seu peso que está a maior poupança energética, como demonstra o gráfico da Figura 3 [5].

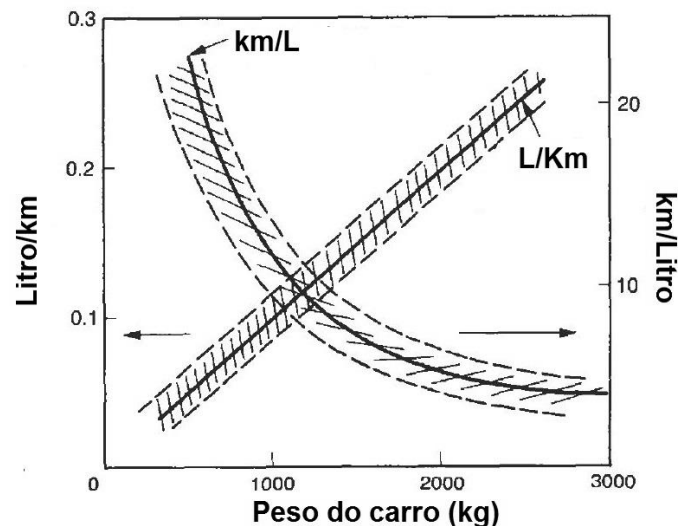


Figura 3. Consumo de energia fóssil em função do peso do carro [5].

Nos anos mais recentes, os componentes de aço foram sendo substituídos por materiais menos densos (ligas leves de alumínio, titânio e magnésio, e polímeros). No entanto os componentes estruturais (componentes que mais contribuem em peso oferecem aos carros) necessitavam ainda das características mecânicas dos aços. Foi neste contexto que foram desenvolvidos os aços de baixa liga e elevada resistência, conhecidos comercialmente por aços HSLA (*High Strength Low Alloy steels*).

2.3. Aços de baixa liga e elevada resistência (HSLA steels)

O aço HSLA foi desenvolvido durante a década de 1960 com o intuito de substituir o aço utilizado nos componentes estruturais num automóvel. A ideia era criar uma alternativa, de baixo custo, que tivesse as principais características mecânicas do aço (boa resistência mecânica e capacidade de enformação a frio) e que permitisse reduzir a energia associada ao fabrico e à utilização de um automóvel. Com a substituição do aço convencional por aço HSLA verifica-se uma redução do consumo energético despendido na produção dos componentes (facilidade de enformação a frio) e na deslocação do automóvel (redução de peso). A redução de peso não se deve a uma menor densidade do aço HSLA, mas sim à redução de volume das peças, sem prejuízo das suas características mecânicas, pois estes aços têm maior resistência específica [5–8].

Partindo de aços de baixo carbono (0,05 – 0,2% C em peso), onde a ductilidade e tenacidade são elevadas, adicionaram-se pequenas quantidades de elementos de liga (usualmente nióbio, titânio, ou vanádio num máximo de 0,1% em peso), para aumentar a resistência mecânica, dado estes elementos favorecerem a formação de precipitados (carbonetos e carbonitreto) estáveis. Na Figura 4 está representada a região correspondente aos aços HSLA no diagrama de fases ferro-carbono [6, 9].

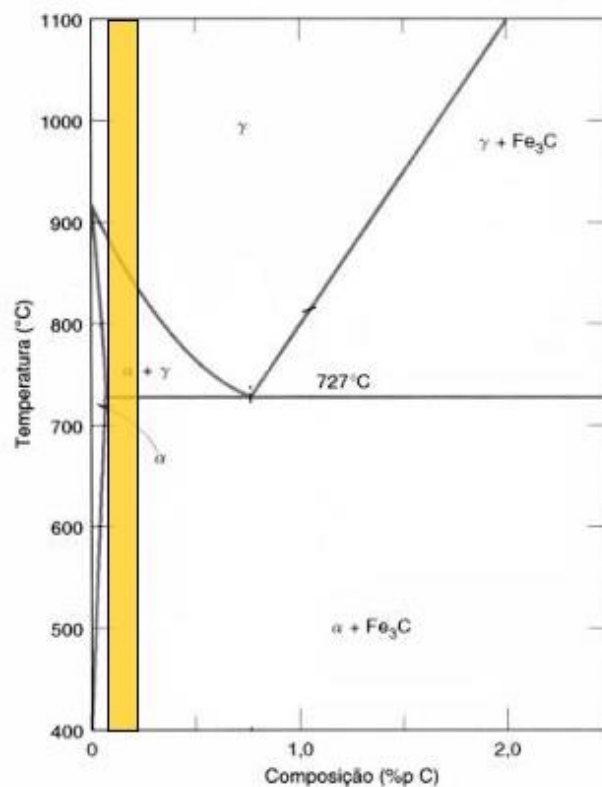


Figura 4 Diagrama de fases Fe-C com indicação dos valores típicos de teor em carbono nos aços HSLA [9].

Os elementos de liga presentes no aço permitem, além do aumento de dureza, uma melhor resistência à corrosão atmosférica do que os aços convencionais. Tipicamente estes aços apresentam uma tensão de cedência superior a 275MPa, no entanto as características mecânicas finais deste aço dependem tanto da componente composição química como da componente de processamento.

Desde a década 1980-90 até hoje têm vindo a ser desenvolvidos técnicas (arrefecimentos acelerados, precipitados de TiN, técnicas de endurecimento por precipitação) que permitem aliar à enformação a frio uma melhor resistência mecânica. Para o efeito podem aplicar-se várias estratégias (Figura 5) das quais se destacam o encruamento por formação de precipitados e por refinamento de grão.

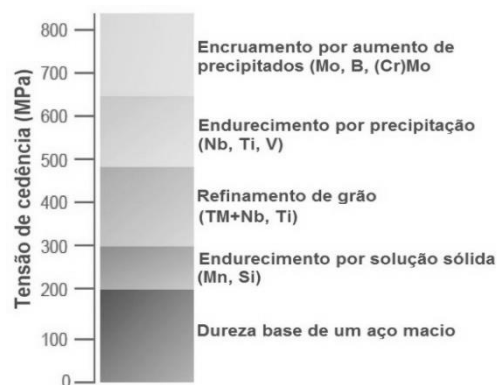


Figura 5. Mecanismos de endurecimento utilizados nos aços de baixo-carbono [17].

Em condições de equilíbrio, estes aços apresentam uma microestrutura próxima de um aço de baixo teor em carbono (Figura 6), muito rica em ferrite pró-eutectóide (zonas claras) com a presença de regiões perlíticas (zonas escuras) [10].

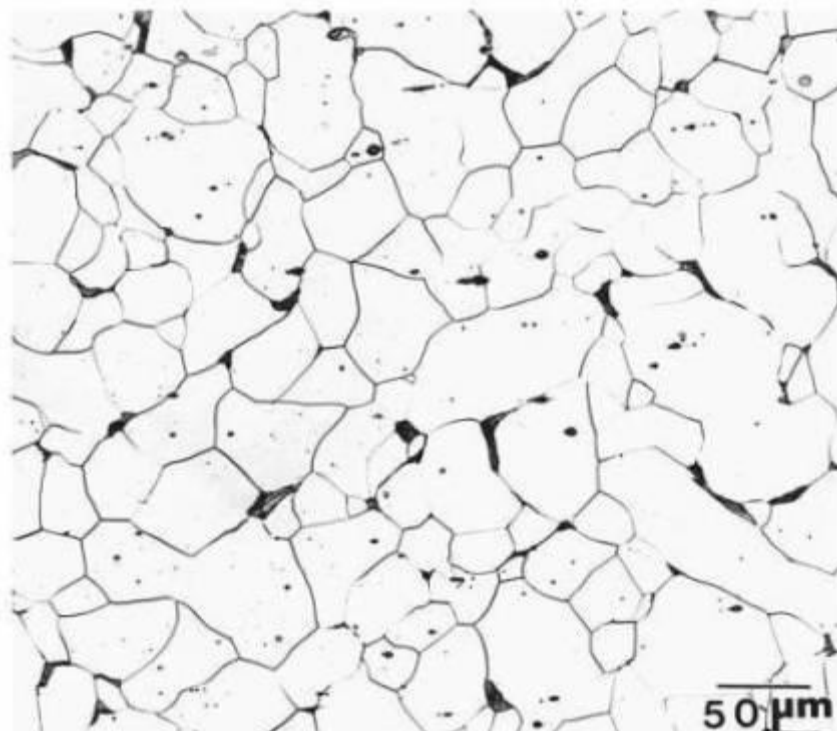


Figura 6. Microestrutura típica de um aço hipoeutético [10].

Alterações nesta microestrutura podem levar ao aumento da tensão de cedência. Para tal, o tamanho de grão deve ser diminuído e a fase perlítica deve ser substituída por outras fases de maior resistência e tenacidade através da alteração da composição química e do método de processamento do aço. Além das condições termodinâmicas apresentadas no diagrama de fases, as transformações de fase no aço são fortemente afetadas pela cinética de arrefecimento. Daqui resultam uma complexidade de fases e constituintes microestruturais que se podem obter de acordo com os diagramas de

transformações em arrefecimento contínuo (*continuous cooling transformation – CTT*), como o exemplo da Figura 7 [10–12].

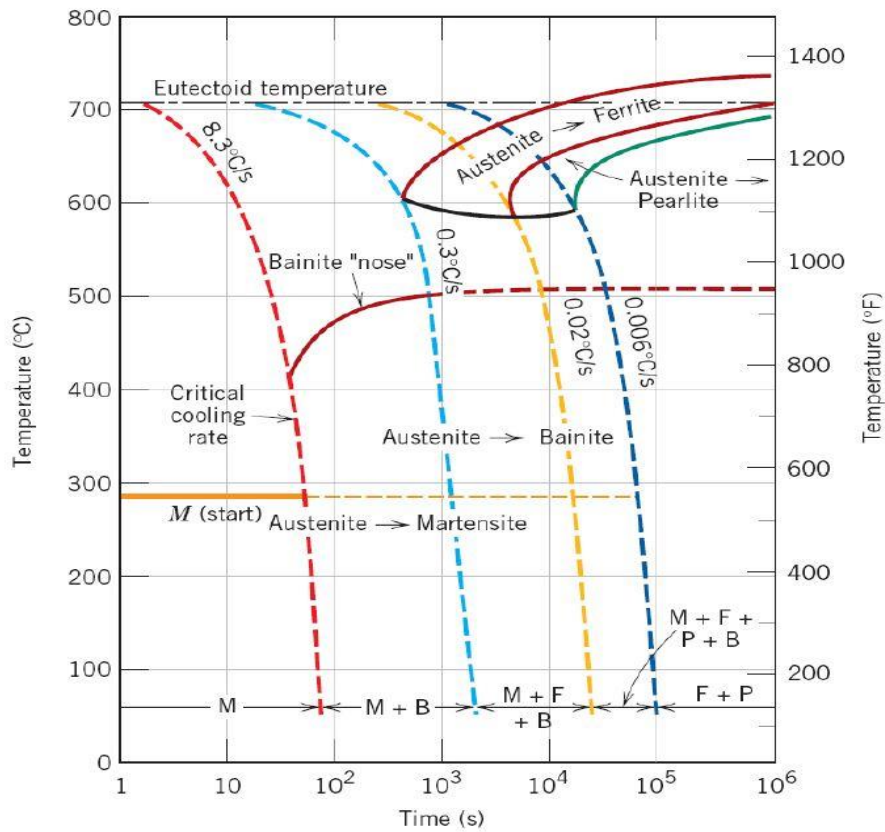


Figura 7. Diagrama CTT de um aço hipoeutectóide com a representação de diferentes taxas de arrefecimento [11].

Ao realizar uma breve análise ao diagrama, é possível verificar as consequências, em termos microestruturais, de diferentes taxas de arrefecimento contínuo.

- i) Um arrefecimento lento provoca uma transformação em condições de equilíbrio que resulta na microestrutura supracitada (Figura 6) onde a quantidade de perlite e ferrite pré-eutectóide são determinadas pelo teor de carbono no aço;
- ii) Uma taxa de arrefecimento muito alta provoca o aparecimento de uma fase metaestável de ferro sobressaturada em carbono, devido à transformação quase instantânea, e sem difusão, da estrutura da austenite. Esta estrutura aquando da transformação passa de uma estrutura cúbica de faces centradas para uma estrutura tetragonal de corpo centrado, gerando uma elevada distorção da rede cristalina. Consequência desta distorção é uma fase extremamente dura e muito pouco dúctil denominada por martensite;
- iii) Um outro constituinte microestrutural, a bainite, ocorre entre as duas transformações anteriormente mencionadas a uma temperatura onde a

difusão do carbono é limitada, mas não estão reunidas condições para a formação de martensite. A bainite é uma mistura não lamelar de ferrite e cementite. Ao contrário da formação da perlite, o crescimento da ferrite e da cementite não é feita em cooperação, mas pela transformação da ferrite com carbono sobressaturado com a subsequente difusão do carbono e precipitação de carbonetos. Esta fase é mais dúctil que a martensite e mais tenaz que a perlite [5, 9, 10, 12].

As propriedades mecânicas que um determinado aço apresenta é sempre resultado da sua microestrutura, que por sua vez é consequência direta da composição química e do meio de processamento. Como se viu, num aço Fe-C hipoeutectóide é possível ter até cinco constituintes microestruturais (contando com a austenite residual), com diferentes tamanhos de grão em cada caso.

2.4. Processamento do aço HSLA

Os aços HSLA podem ser obtidos por laminagem a quente convencional ou por processamento termomecânico (*thermomechanical processing – TMP*). Este consiste na execução de processos de laminagem sequenciais durante o arrefecimento do aço a partir do campo austenítico (Figura 8).

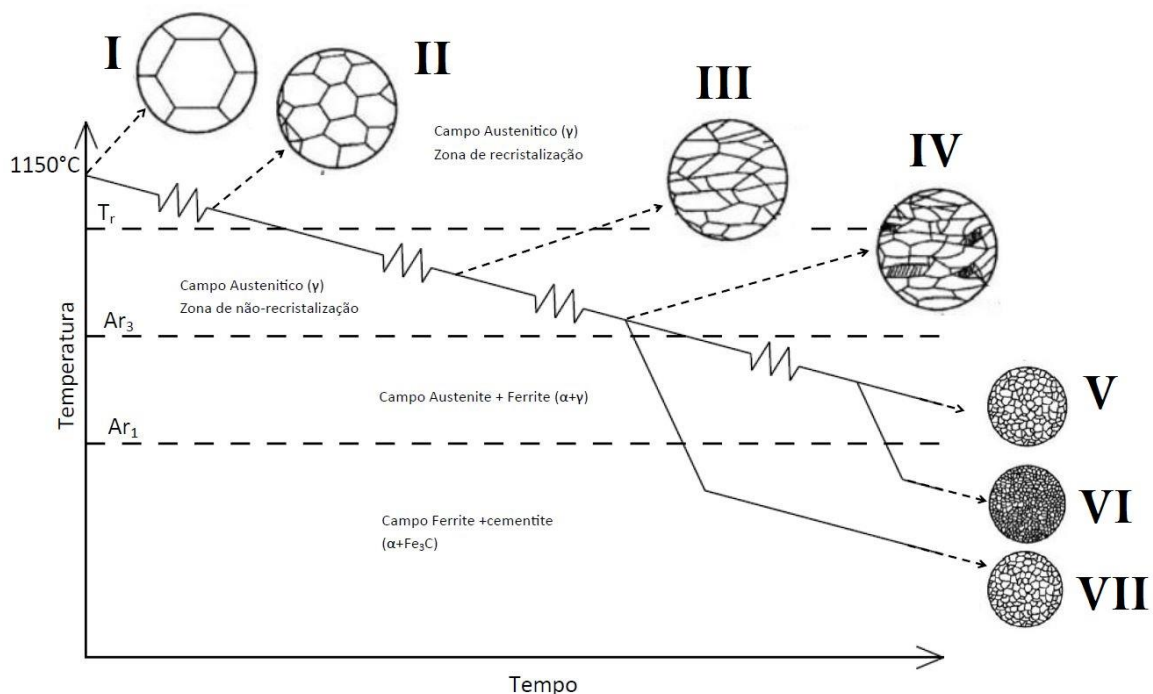


Figura 8. Esquema ilustrativo do processamento termomecânico dos aços HSLA.

No esquema da Figura 8 estão representadas as etapas e respetivas microestruturas intermediárias (I a IV) durante um processo termomecânico, e microestruturas finais (V a VII) obtidas a diferentes taxas de arrefecimento.

O processamento termomecânico é iniciado acima da temperatura de recristalização da austenite (T_r), de forma a favorecer a transformação da microestrutura dendrítica (*as-cast*), numa microestrutura homogênea (I). Esta temperatura de início do processamento ($\approx 1150^\circ\text{C}$) deve ser elevada o suficiente de forma a favorecer a transformação mencionada, sem provocar o crescimento excessivo do grão austenítico. É nesta zona que é realizada a primeira deformação do processo. Por ser a uma temperatura acima de T_r , a deformação e a recristalização nos grãos ocorrem simultaneamente, o que provoca a criação de novos núcleos estáveis, sem a retenção de deslocamentos (II). Por não existir interação entre deslocamentos, a taxa de redução de espessura nesta fase pode ser superior a 50%. Durante o arrefecimento interrompe-se a aplicação de tensão ao aço, que é retomada ainda no campo austenítico, mas abaixo da T_r (III). Devido à energia disponível não ser suficiente para a recristalização do grão, a deformação (representada em IV) é retida na fase austenítica. Esta retenção de deformação nos grãos austeníticos, por aumento da área de fronteira de grão por unidade de volume, gera vários locais para nucleação dos grãos ferríticos. Esta deformação acelera a transformação $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$ que provoca um menor tamanho médio de grão ferrítico [13-16]. Na Figura 9 está representado um gráfico, onde está representada a diminuição do tamanho médio de grão por aumento de deformação no campo austenítico,

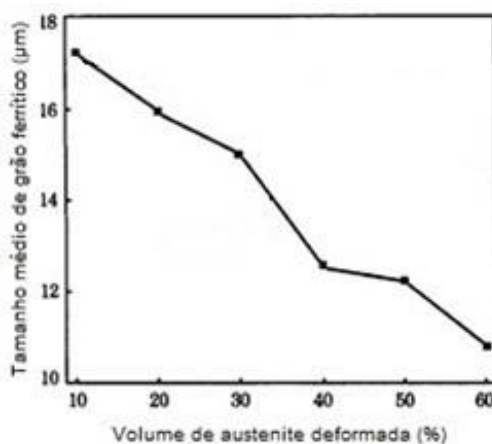


Figura 9. Tamanho médio de grão em função da percentagem de volume da austenite deformada [13].

Note-se que para a obtenção de um grão ferrítico fino é necessário um rigoroso controlo do tamanho do grão austenítico. A sua redução é favorecida pelo aumento da deformação (abaixo da T_r), e pelo decréscimo do tamanho de grão inicial (através da deformação aplicada acima da T_r). Abaixo da temperatura crítica A_{r3} (temperatura, em arrefecimento, à qual se inicia a transformação $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma$) a deformação é retida na ferrite já formada, bem como na austenite remanescente. Durante o restante arrefecimento, a austenite é transformada em ferrite equiaxial, enquanto a ferrite que

sofreu deformação apresenta subgrãos. O resultado deste processo é um tamanho de grão ferrítico fino (V). Esta metodologia possibilita igualmente a dissolução de carbonitreto no domínio austenítico, para posterior precipitação. Arrefecimentos mais rápidos permitem ainda a formação de microestruturas no campo ferrite + cementite abaixo de A_{r1} (VI e VII) [9, 15, 17].

A diferença do processo TMP relativamente ao processo convencional de laminagem a quente (acima de T_r) está na deformação ser aplicada em multi-etapas, quer abaixo da temperatura de recristalização, quer abaixo da temperatura crítica A_{r3} . Ao longo do arrefecimento do aço, promove-se o aumento do número de locais de nucleação a partir da deformação plástica, de modo a reduzir o tamanho médio de grão. Num processo convencional de laminagem a quente, este refinamento não é tão favorável, uma vez que a deformação é eliminada pela recristalização e crescimento de grão austenítico, que resulta numa microestrutura ferrítica grosseira. A redução do tamanho de grão na microestrutura do aço, aumenta tensão de cedência (dureza) e a tenacidade, sem prejuízo na ductilidade ou soldabilidade do material, como é possível comprovar no gráfico da Figura 10 [8].

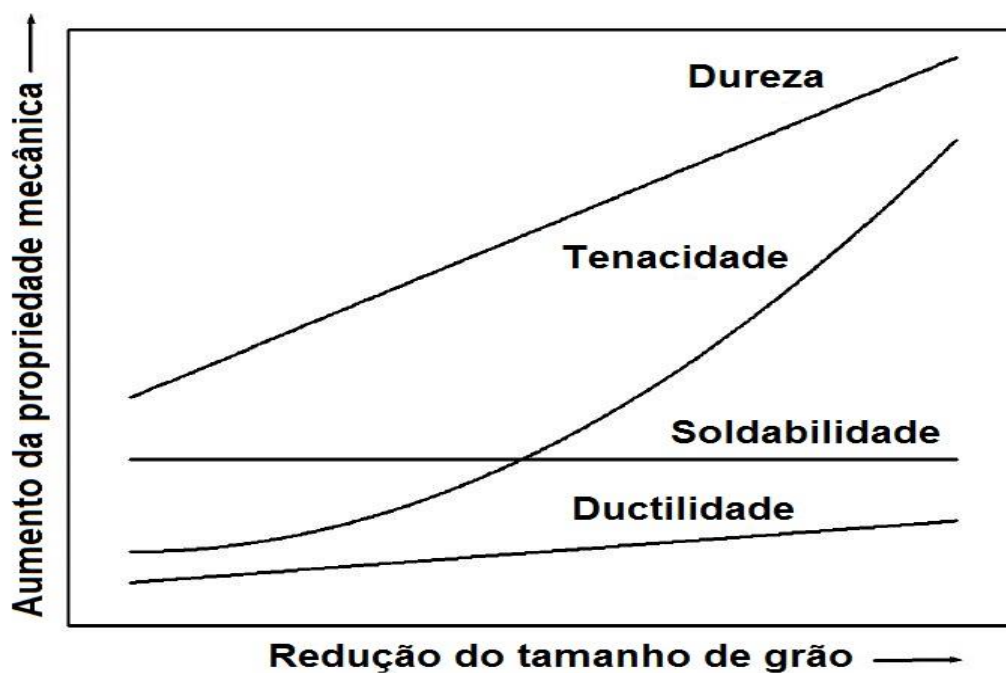


Figura 10. Propriedades mecânicas de um aço em função do tamanho médio de grão [8].

Na Figura 11 comprova-se que a microestrutura do aço HSLA (a) processado por laminagem a quente apresenta um tamanho médio de grão superior ao aço (b) processado por TMP [18].

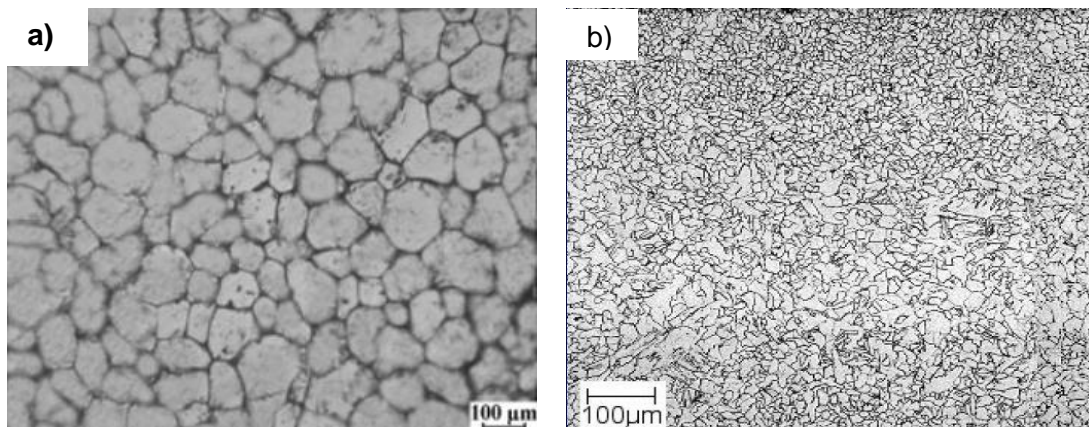


Figura 11. Microestrutura de um aço HSLA (a) obtido por laminagem a quente (1050°C) e (b) por TMP (temperatura de primeira deformação 1050°C) [18].

A resistência mecânica, por modificação da microestrutura, é afetada pela variação de parâmetros do processo TMP como, a temperatura de primeira deformação, as velocidades de arrefecimento e de % de deformação do aço, entre outros. Por exemplo, a temperatura à qual se inicia a deformação no processo termomecânico influencia o limite elástico do aço, ou seja, o aumento da temperatura quando do primeiro passo de deformação traduz-se numa redução do tamanho médio de grão, incrementando a resistência à deformação plástica. No gráfico da Figura 12 está representada a tensão de cedência de um aço de baixa liga em função do tamanho de grão no campo austenítico. A proporcionalidade exibida no gráfico é traduzida em termos matemáticos pela equação de Hall-Petch (eq. 1)[19]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K_y \times d^{-1/2} \quad (\text{eq. 1})$$

Onde:

- σ_y – Tensão de cedência do material;
- σ_0 – Tensão de cedência inicial do material;
- K_y – Constante intrínseca ao material;
- d – Diâmetro médio de grão.

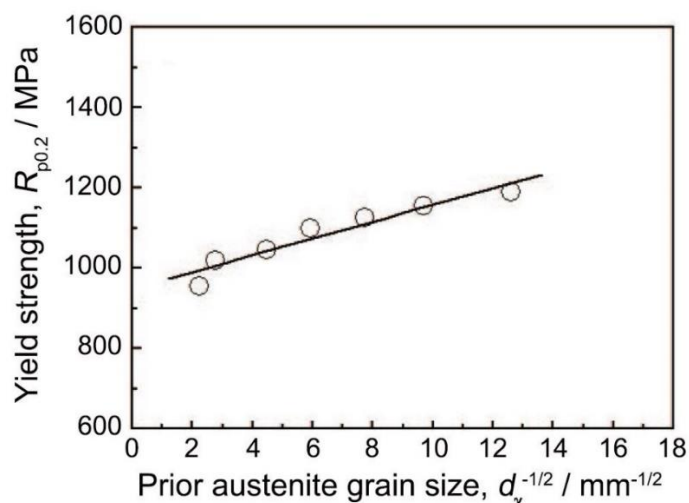


Figura 12. Tensão de cedência em função do tamanho de grão no campo austenítico [19].

Um material com um tamanho médio de grão reduzido apresenta uma tensão de cedência superior que um material com um grão mais grosseiro. Isto deve-se à maior densidade de fronteiras de grão, que atuam como barreira ao movimento das deslocações devido à diferente orientação cristalográfica de grãos adjacentes e à descontinuidade dos planos de escorregamento entre eles, impedindo desta forma o livre movimento das deslocações [9].

Um método igualmente utilizado para aumentar a resistência à deformação no aço HSLA é, após a laminagem, sujeitar o aço a uma elevada velocidade de arrefecimento (têmpera). Deste, resulta um decréscimo no tamanho médio de grão e um aumento quer no grau de sobrearrefecimento, quer na supersaturação em soluto (dois fatores que constituem a força motriz para a precipitação). Isto quer dizer que quanto maior for a velocidade de arrefecimento maior será a força motriz e menor será o raio crítico para a nucleação. Daqui resulta uma microestrutura rica em pequenos precipitados e em fases bainítica/martensítica, que reduzem a tenacidade à fratura e a ductilidade do aço em favor de uma maior resistência mecânica [20–24].

2.5. Constituintes do aço HSLA

Os aços, para além de ferro e carbono, podem apresentar na sua composição outros elementos como azoto, boro, enxofre, crómio, manganês, molibdénio, nióbio, níquel, oxigénio, titânio, vanádio e zircónio, resultantes de impurezas ou de adições propositadas. Destes elementos, o nióbio, o vanádio e o titânio são constituintes dos aços HSLA. Estes elementos ajudam no refinamento do grão durante o processamento termomecânico, e além disso têm forte afinidade química com o carbono e o azoto. Esta afinidade resulta em precipitados estáveis de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos. No processamento termodinâmico é possível ocorrer três tipos de precipitação [8, 25]:

- a) Pequenas partículas que não se dissolvem e portanto ficam imobilizadas nas fronteiras de grão da austenite, durante o reaquecimento antes da deformação a quente (estas partículas são normalmente TiN, e por vezes Nb(C,N));
- b) Partículas que se dissolvem durante o reaquecimento, mas precipitam na austenite durante a laminagem a quente, retardando a recristalização e impedindo o crescimento de grão – tais como Nb(C,N) ou VN;
- c) Partículas que precipitam após a laminagem, e durante a transformação da austenite em ferrite – por exemplo V(C,N), NbC ou TiC.

O nióbio e o vanádio induzem efeitos semelhantes na microestrutura do aço HSLA, e usualmente aparecem associados na bibliografia. Contribuindo tipicamente com valores entre 0,02 – 0,04% (máximo 0,05%) em peso para a composição química do aço HSLA, o nióbio poderá aumentar a resistência do aço HSLA até 70MPa por cada 0,01% em peso (dependendo do tamanho médio de grão). Este aumento de resistência está relacionado com a fração volúmica, a forma e a dimensão dos precipitados (Figura 13) formados que causam alterações na resistência à movimentação de deslocações e à capacidade de bloqueio das fronteiras de grão. Quanto mais finos e distribuídos estiverem os precipitados na microestrutura maior será a resistência mecânica do aço HSLA [22, 26]. Além disto, o nióbio contribui para o refinamento de grão, inicialmente, por retardar da recristalização da austenite e do crescimento de grão, e mais tarde, pela formação de precipitados (que dificultam a recristalização austenítica e favorecem a fixação das fronteiras de grão). O resultado final é um maior número de locais para a nucleação e por consequência um menor tamanho médio de grão.

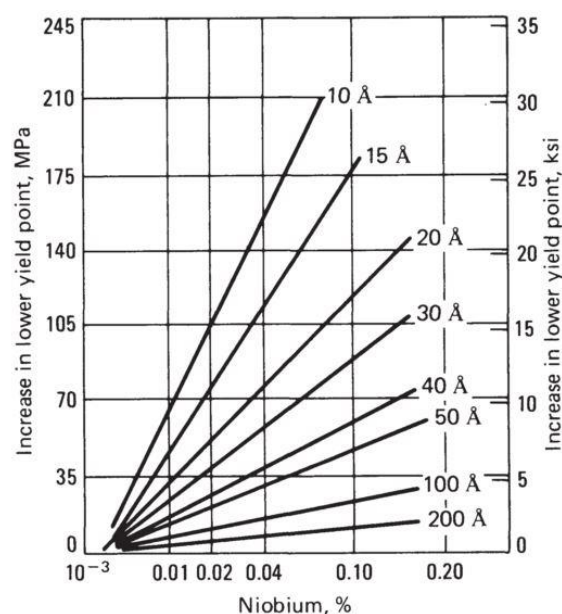


Figura 13. Efeito do nióbio na tensão de cedência de um aço HSLA.

O titânio leva a um aumento de resistência principalmente pela sua facilidade em formar precipitados. Os carbonetos de titânio (TiC), por precipitarem a baixas temperaturas ($\approx 1000^{\circ}\text{C}$), formam precipitados mais finos que provocam um maior impedimento ao movimento das deslocações.

Um estudo relativo ao efeito dos parâmetros de processo na microestrutura e propriedades de um aço microligado com nióbio indica que a tensão de cedência e a tensão de rutura aumentam com a diminuição da temperatura da laminagem final. Uma temperatura demasiado alta fomenta o aumento do tamanho médio de grão, acarretando consigo uma maior ductilidade e tenacidade e uma menor resistência mecânica. A Figura 14 ilustra a variação de propriedades das propriedades mecânicas em função da temperatura laminagem final e da percentagem de redução de secção [20, 24, 26]

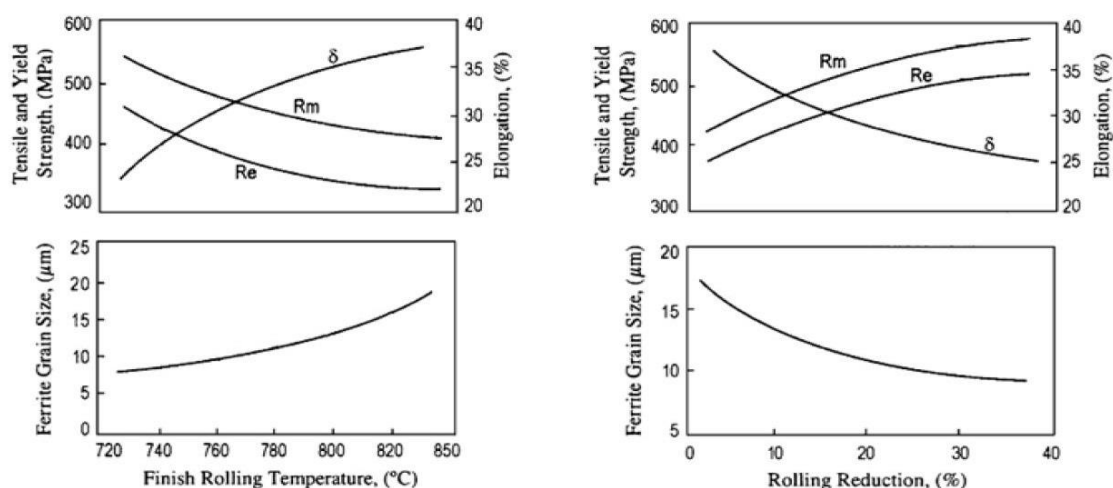


Figura 14. Efeito da temperatura de fim de laminagem (à esquerda) e da percentagem de redução (à direita) nas propriedades mecânicas finais de um aço HSLA [20].

Este processamento é o principal meio de endurecimento dos aços HSLA, uma vez que o reduzido teor em carbono destes aços faz com que o tratamento térmico de têmpera e revenido não resultem numa melhoria das propriedades mecânicas.

Além da resistência, a soldabilidade do aço HSLA é afetada com a presença destes elementos. O nióbio, por facilitar a formação de fase martensítica, provoca um aumento de dureza e redução significativa da tenacidade na zona termicamente afetada (ZTA) [27]. O titânio provoca um efeito semelhante de aumento de resistência, devido à precipitação de partículas de TiN e Ti-Nb(C,N). Estes precipitados controlam o crescimento de grão austenítico na área de soldadura aquando da fusão local.

2.6. Processos de Soldadura

A soldadura é definida pela Associação Americana de Soldadura (AWS – American Welding Society) como um processo de união de materiais (metais e não-

metais), produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem utilização de pressão ou material de adição.

Existem essencialmente dois tipos de processos de soldadura, os processos de soldadura por fusão, e os processos de soldadura no estado sólido. No primeiro como o próprio nome indica, a união entre dois componentes é realizada através da fusão de material que pode ser parte integrante das peças a soldar, ou proveniente de um fio/eléctrodo. A soldadura no estado sólido inclui processos que empregam pressão e em que os dois lados da junta entram em contacto à escala atómica, o qual é conseguido por deformação, interdifusão ou uma combinação de ambos.

2.6.1. Soldadura por resistência

De entre os processos de união por fusão existentes, a soldadura por resistência é a mais utilizada na soldadura de chapas finas ou destas a pequenas peças. A elevada aceitação deste processo deve-se à facilidade de operação, de automação, de rapidez de processo, ao baixo custo de produção, sendo muito utilizado em grandes linhas de produção em série. A grande diferença entre a soldadura por resistência e os outros processos de soldadura por fusão (TIG, MIG, MAG) é o facto de não existir a necessidade de adicionar material para que ocorra união. No entanto o controlo total da soldadura é difícil por envolver fatores mecânicos, eléctricos, térmicos, e metalúrgicos. Na Figura 15 apresenta-se um esquema das diferentes zonas formadas durante um processo de soldadura por resistência.

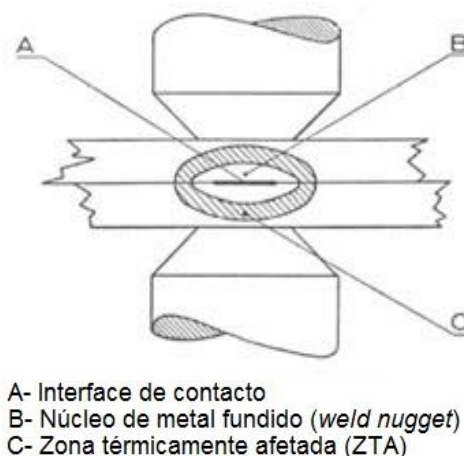


Figura 15. Formação do núcleo de metal fundido (*weld nugget*) na soldadura por resistência na interface chapa-chapa [31].

A designação de soldadura por resistência deriva da utilização da resistência dos próprios materiais à passagem de corrente eléctrica para gerar o calor requerido para a ocorrência da fusão.

Existem vários tipos de soldadura por resistência, tais como:

- Soldadura por pontos (Resistance Spot Welding – RSW);
- Soldadura por costura (Resistance Seam Welding – RSEW);
- Soldadura topo a topo (Upset Welding).
- Soldadura por projeções ou por protuberâncias (Resistance Projection Welding - RPW), que constitui o objeto do presente trabalho;

2.6.2. Soldadura por projeções

À semelhança dos outros tipos de soldadura por resistência, na soldadura por projeções o calor necessário para que ocorra a fusão e consequente soldadura entre dois componentes é gerado por efeito de Joule, onde o calor (Q) é diretamente proporcional à corrente elétrica (I) e à resistência do circuito (R) ao longo do tempo (t):

$$Q = I^2 \times R \times t \quad (\text{eq. 2})$$

Nos processos de soldadura por resistência gera-se uma área confinada, ou zona de resistência elevada, de modo a concentrar o calor desenvolvido nessa área. Mais especificamente na soldadura por projeções este calor é concentrado na zona das protuberâncias. Na Figura 16 está representado um esquema do processo de soldadura por protuberâncias.

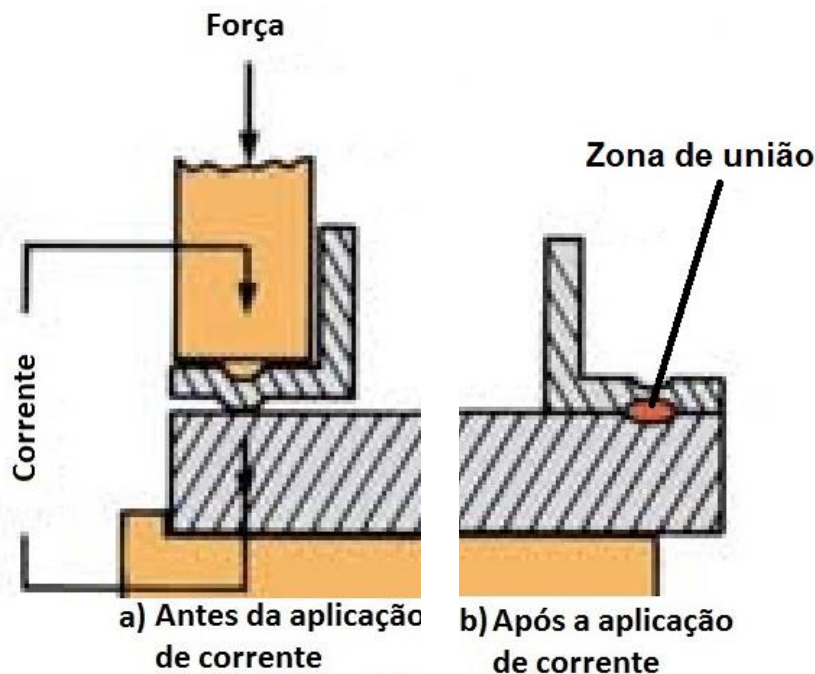


Figura 16. Esquema do processo de soldadura por protuberâncias, (a) antes e (b) após a aplicação de corrente elétrica [28].

A corrente elétrica necessária para atingir a temperatura chega à peça através dos elétrodos condutores que promovem o contacto entre os pontos a soldar. Este

contacto físico limitado tem como finalidade proporcionar uma passagem de corrente confinada.

O aspeto mais importante em qualquer soldadura por fusão é o calor gerado. A qualidade de uma solda é avaliada em função do seu aspeto visual resistência mecânica. Ambos são afetados pela temperatura que a solda atingiu. No caso de défice de calor, pode não ocorrer fusão e os componentes ficam apenas “colados”. Em caso de um excesso de temperatura pode existir fragilização por formação de fase martensítica e a peça apresenta um aspeto queimado.

Pelo efeito de Joule (eq.2), verifica-se que a intensidade de corrente é o fator que mais contribui para o calor gerado. No entanto o valor da intensidade de corrente só é verdadeiramente significativo quando a área que esta percorre é conhecida. É desta forma que a soldadura por projeções difere das demais. Devido às protuberâncias gera-se uma maior densidade de corrente local que resulta numa maior resistência do circuito e consequentemente num maior calor gerado. A densidade de corrente pode ser calculada através da equação 3.

$$J = \frac{I}{A} \quad (\text{eq. 3})$$

Onde:

- J – Densidade de Corrente [A/m^2]
- I – Intensidade de Corrente [A]
- A – Área [m^2]

Os parâmetros da soldadura são aspetos importantes a controlar durante o processo de soldadura. Estes parâmetros incluem corrente elétrica, resistência do circuito, tempo de soldadura, pressão aplicada, geometria dos eletrodos, entre outros.

A qualidade final da soldadura depende do perfeito conhecimento e consequente capacidade de manipulação destes parâmetros. De seguida explora-se com maior detalhe o efeito dos principais parâmetros da soldadura por resistência.

Corrente elétrica / intensidade de corrente

Como é possível verificar pela lei de Joule, a intensidade de corrente tem uma preponderância na geração de energia calorífica muito superior à resistência ou ao tempo de soldadura. A corrente elétrica percorre o trajeto do circuito formado pelo secundário do transformador, os condutores, os eletrodos e as peças a soldar [28]. Na soldadura por resistência, por vezes não é simples conhecer com exatidão a corrente de soldadura devido às perdas do circuito. Como prevenção, as máquinas deste tipo de soldadura, têm incorporado um controlador em que se estabelece um mínimo de corrente final por forma a fazer chegar ao eletrodo 90% da corrente debitada

inicialmente [29, 30]. Havendo um pequeno aumento na corrente que atravessa as protuberâncias, aumenta o calor gerado localmente, provocando assim um aumento de metal fundido que, por sua vez, leva a um aumento do diâmetro do ponto de soldadura e na penetração da região soldada. No entanto, um aumento descontrolado pode provocar um fenómeno conhecido como expulsão em que ocorre projeção de metal fundido durante a formação do ponto de soldadura. Há assim perda de material e reduzem-se as características mecânicas da zona soldada. Por forma a evitar a expulsão, deve-se limitar a corrente, fixando-se os valores de pressão e o tempo de soldadura adequados [28, 31].

Resistência

A resistência é outro parâmetro de elevada importância na soldadura. Esta resistência é de difícil quantificação pois é a soma de várias resistências ao longo do circuito, como: resistência da interface eléttodos/peça a soldar, resistência da interface entre as próprias peças e as resistências intrínsecas do material dos componentes do circuito elétrico. Na Figura 17 está representado um esquema com a indicação das várias resistências elétricas que se encontram ao longo do circuito elétrico, durante um processo de soldadura por resistência

R1 e R7 – Resistência dos eléttodos;
R2 e R6 – Resistência da interface eléttodo/componente;
R3 e R5 – Resistência intrínseca dos materiais;
R4 – Resistência da interface componente7componente.

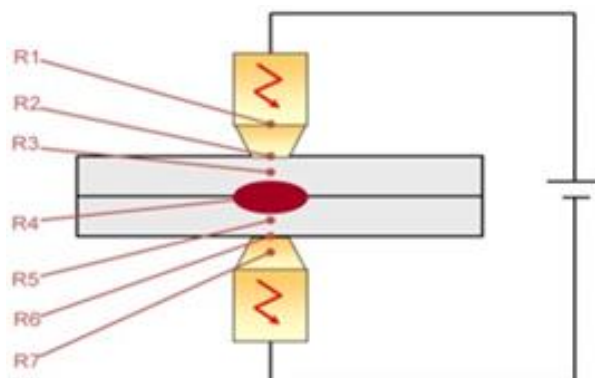


Figura 17. Resistências elétricas encontradas pela corrente na soldadura por pontos [31].

Importa salientar que a resistência deve ser concentrada na interface entre componentes que é onde se pretende gerar o calor [32, 33]. Para evitar uma elevada resistência na interface eléttodo/componente são utilizadas técnicas processuais como refrigeração de eléttodos e aumento da força de pressão para melhorar o contacto.

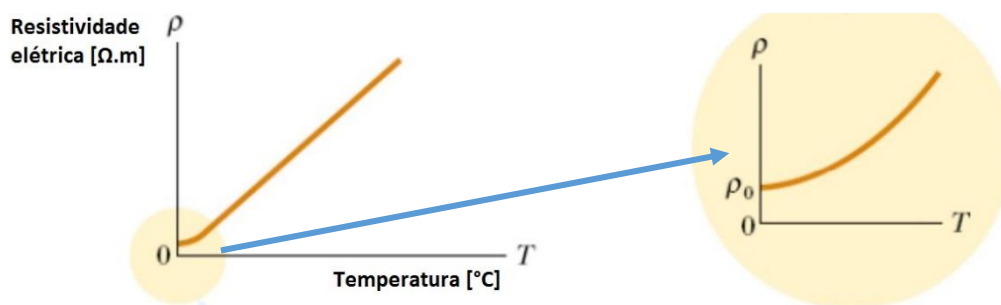


Figura 18. Resistividade elétrica típica de um metal em função da temperatura [34].

Como é possível verificar pelo gráfico da Figura 18 a resistividade de um metal e a temperatura são diretamente proporcionais. De forma a evitar uma elevada resistência nos eletrodos, estes são refrigerados por um circuito fechado de água refrigerada, mantendo desta forma a temperatura, dos mesmos, constante [32, 34].

Tempo de pulso de corrente

O tempo de aplicação de corrente na soldadura por resistência deve ser o menor possível e rondar valores entre 150 a 350 ms. Este tempo é ajustado em número de ciclos, onde a duração de um ciclo é de 0,01 segundos para uma frequência de 100 Hz [35, 36].

Tempos de soldadura curtos são usualmente preferidos porque ao serem aplicados milhares de amperes a fluir ao longo de resistências relativamente altas, gera-se uma elevada quantidade de calor num curto período de tempo. Desta forma, além de se reduzir o tempo de produção e o desgaste dos eletrodos, consegue-se uma menor expansão térmica, menos dissipação de corrente, menos fusões indesejadas (na periferia da região a soldar) e consequentemente menor tempo de solidificação da região de soldadura [31, 32, 35, 36].

Um elevado tempo de soldadura poderá mesmo provocar um aumento de temperatura do aço base, fundindo ou até gerando vapores de ebulição, que torna a soldadura frágil devido a porosidades provenientes da ebulição do aço.

Força de aperto

O principal objetivo da força de aperto é a compressão dos componentes a serem soldados. De uma forma geral, com o aumento da força de aperto existe uma diminuição de resistência nas interfaces eletrodo/peça e peça/peça (Figura 19). No entanto, isto não provoca o aumento da energia térmica.

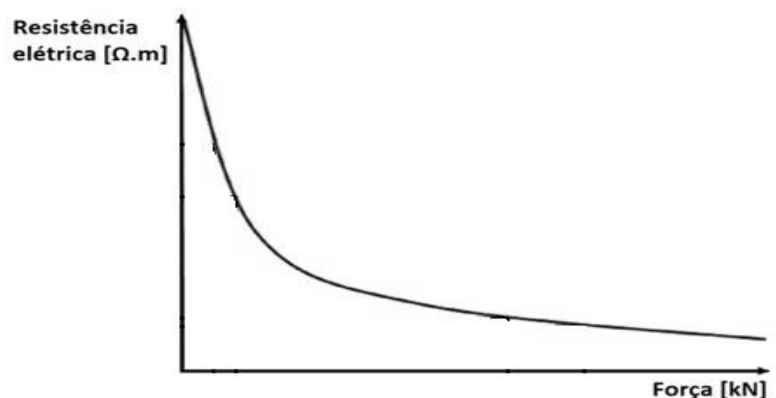


Figura 19. Resistência elétrica do circuito em função da força de aperto aplicada [31].

No caso de soldadura por projeções, o aumento da força de pressão implica uma maior área de contato entre os componentes devido à deformação plástica nas protuberâncias. Isto diminui a densidade de corrente em cada protuberância e em consequência diminui o calor gerado. Isto significa que um aumento de pressão exige um aumento da intensidade de corrente para que a densidade de corrente se mantenha constante [29, 35].

Eléttodos

Os eléctrodos são elementos condutores de eletricidade, fabricados em ligas de cobre e desempenham uma função fulcral na soldadura por resistência. Além de conduzirem eletricidade transferem a pressão às peças a soldar. Estes eléctrodos devem ter uma elevada condutividade elétrica, térmica, resistência mecânica e dureza adequada para resistir à deformação provocada por repetidas aplicações de tensão e solicitações térmicas.

Ao refrigerar os eléctrodos, além de se acelerar a solidificação da zona de soldadura aumenta-se a estabilidade do processo. Se os eléctrodos permanecerem em contacto com o material após cessar a passagem de corrente elétrica, estes vão promover um arrefecimento do ponto de soldadura mais rapidamente e de modo reproduzível.

Devido à passagem de corrente, aos ciclos térmicos e às elevadas cargas, estes sofrem desgaste provocando alterações das suas características originais. Devido ao custo associado à troca dos mesmos quando o desgaste começa a prejudicar a qualidade da soldadura é usual os eléctrodos serem retificados, até que a sua troca seja inevitável.

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Materiais e geometria das peças

A chapa utilizada na produção do caso em estudo é designada como HX340LAD+Z100 e as suas características químicas e mecânicas são de acordo com a norma EN 10346:2009 (“Chapas galvanizadas – Condições técnicas de entrega”) [37]. Este documento especifica os requisitos obrigatórios que os produtos de baixo teor em carbono para enformação a frio, devem cumprir. A norma supracitada define que os aços HSLA devem conter um ou mais elementos de liga de Nb, Ti, e V, aliada a grãos finos com o objetivo de atingir a tensão de cedência entre 160 – 620 MPa. Estes aços terão ainda que permitir uma boa enformação a frio, soldabilidade e capacidade de reter um revestimento de zinco ou de pintura. Este aço é entregue ao cliente sob forma de chapa ou bobina, sendo a sua laminagem realizada a quente ou a frio. Esta norma europeia faz também referência às tolerâncias dimensionais, à espessura da camada de zinco, à suscetibilidade de união com outros materiais (soldadura, rebitagem), aspeto superficial (aparência, rugosidade), e o procedimento que se deve realizar nos ensaios mecânicos para que os processos de obtenção dos resultados sejam uniformes e passíveis de comparação.

A exata composição química do aço deve ser da responsabilidade do fornecedor, no entanto esta terá que cumprir as composições especificações da norma. A designação do aço obedece igualmente a uma norma (EN 10027-1:2005 – “Sistema de designação de aços”) onde se pode verificar que as letras e os números correspondem a uma característica mecânica ou do processo produtivo que o aço foi sujeito. No caso do aço em estudo HX340LAD, o “H” indica que o produto é uma chapa de elevada resistência, o “X” que a laminagem deste aço pode ser realizada a quente ou a frio, o número “340” refere-se à tensão de cedência mínima em MPa, as letras “LA” indicam que o aço é de baixa liga (*Low Alloy*) e por fim a letra “D” que o aço é indicado para galvanização a quente [38].

A composição química e propriedades mecânicas (R_m – tensão de rotura; R_{EH} – Tensão de cedência; $A(\%)$ – percentagem de alongamento até à rotura) estão presentes nas Tabela 3 e Tabela 4 respetivamente, foram obtidas através dos certificados de matéria-prima facultados pelo fornecedor (EM 87897 e EM 95050) e são comparadas com valores de referência da norma EN 10346:2009 [37].

Tabela 3. Composição química da chapa de aço HX340LAD+Z100 e da espessura do revestimento de zinco.

	(% , EM PESO)								Esp. Zn. (μm)	
	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ti	Face1	Face2
Norma	0,11 (max.)	1,0 (max.)	0,50 (max.)	0,030 (max.)	0,025 (max.)	0,015 (min.)	0,09 (max.)	0,015 (max.)	5,0 – 12,0	
EM 87897	0,0630	0,3800	0,1170	0,0150	0,0050	0,0420	0,0090	0,0010	10,2	10,9
EM 95050	0,0460	0,5150	0,0150	0,0090	0,0010	0,0461	0,0203	0,0015	8,0	8,0

Tabela 4. Propriedades mecânicas da chapa de aço HX340LAD+Z100.

	R_{EH} (MPa)	R_M (MPa)	A (%)
Norma	340,0 - 420,0	410,0 – 510,0	21,0 (min.)
EM 87897	347,0	413,0	30,0
EM 95050	356,5	436,9	31,5

A chapa é alvo de um processo de estampagem onde além da conformação da geometria da peça, são estampadas as protuberâncias que farão a união com o bloco de aço (Figura 20).

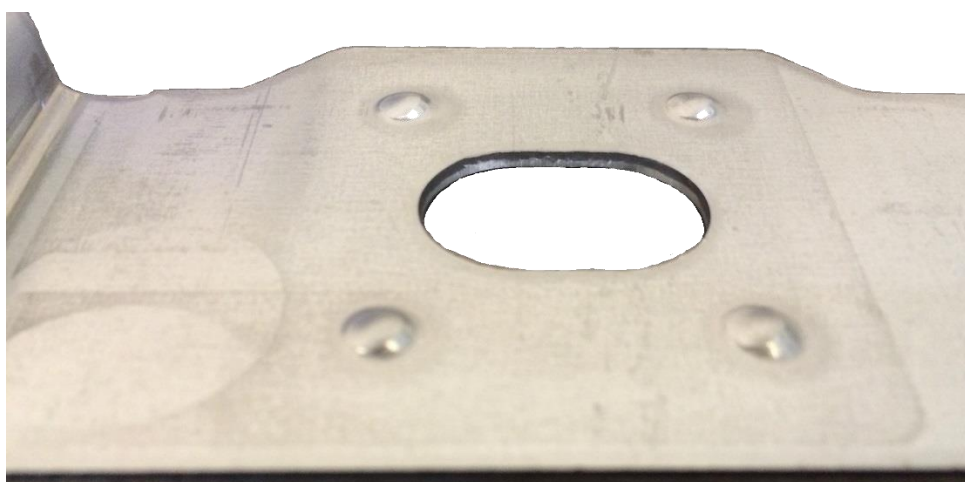


Figura 20. Detalhe das protuberâncias estampadas.

O desenho das geometrias das protuberâncias (“bossas”) deveria ter sido baseado na especificação da Volkswagen VW01103:2010-11 [39], no entanto a pedido do cliente a base para a concepção das mesmas foi o desenho tridimensional enviado pelo cliente, onde a principal diferença é no punção utilizado para a estampagem das protuberâncias. Este foi projetado com forma circular em vez de ser reto, com a forma de um trapézio como indicado pela norma. Na Figura 21 está representado o desenho em duas dimensões que foi enviado para a Epedal.

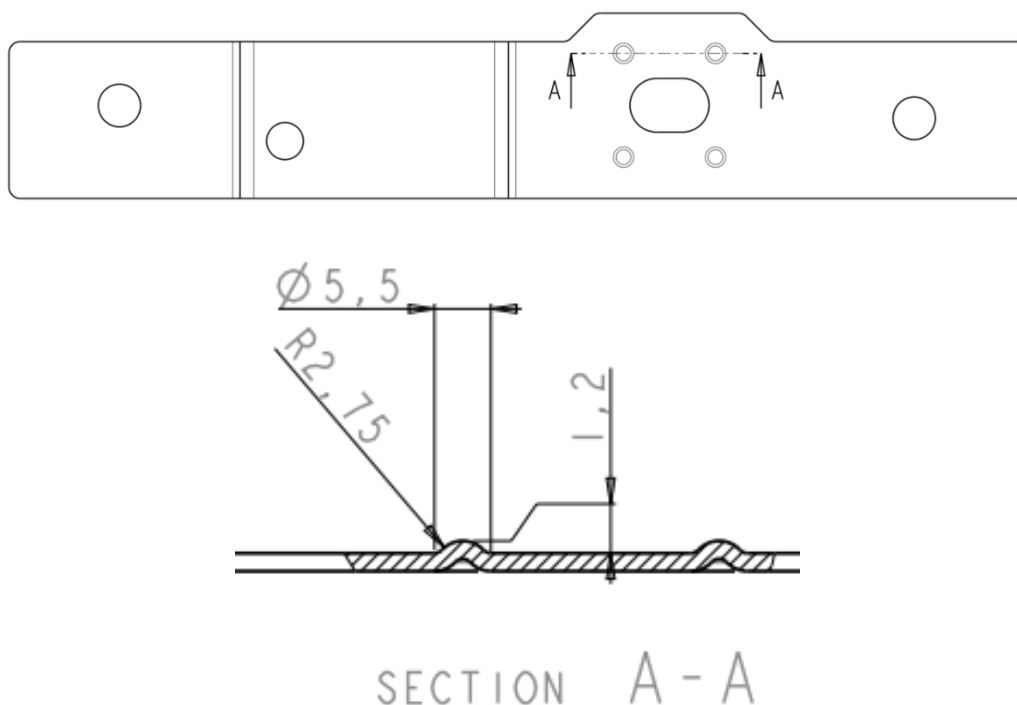


Figura 21. Planificação 2D do projeto tridimensional enviado pela Volkswagen, com detalhe da geometria das protuberâncias. [1]

Outro componente utilizado no trabalho prático é um bloco de aço HSLA, do tipo S355MC, com uma espessura de 15 mm e as suas especificações químicas e mecânicas regem-se pela norma NP EN 10149-2:1995 [40]. É um aço estrutural com uma tensão de cedência mínima de 355 MPa, que é obtido através de um processamento termomecânico, e ideal para conformação a frio. Uma vez mais através dos certificados de matéria-prima facultados pelo fornecedor do aço foram obtidas as composições químicas (Tabela 5) e propriedades mecânicas (Tabela 6).

Tabela 5. Composição química da chapa de aço S355MC.

(% , EM PESO)									
	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	Ti	V
Norma	0,120 (max.)	1,500 (max.)	0,50 (max.)	0,250 (max.)	0,020 (max.)	0,015 (min.)	0,090 (max.)	0,015 (max.)	0,020 (max.)
EM 97485	0,069	0,580	0,010	0,010	0,003	0,046	0,038	0,000	0,010
EM 94606	0,064	1,090	0,010	0,010	0,003	0,050	0,034	0,000	0,010
EM 85290	0,065	1,100	0,010	0,010	0,003	0,044	0,035	0,000	0,010

Tabela 6. Propriedades mecânicas da chapa de aço S355MC.

	R_{EH} (MPa)	R_M (MPa)	A (%)
Norma	355,0 (min.)	430,0 – 550,0	19,0 (min.)
EM 97485	397,0	501,0	31,5
EM 94606	423,0	525,0	23,0
EM 85290	415,0	520,0	23,5

O furo oblongo é obtido através de um corte a laser e antes do processo de soldadura é levado a uma granalhadora para remover vestígios de corrosão (Figura 22).

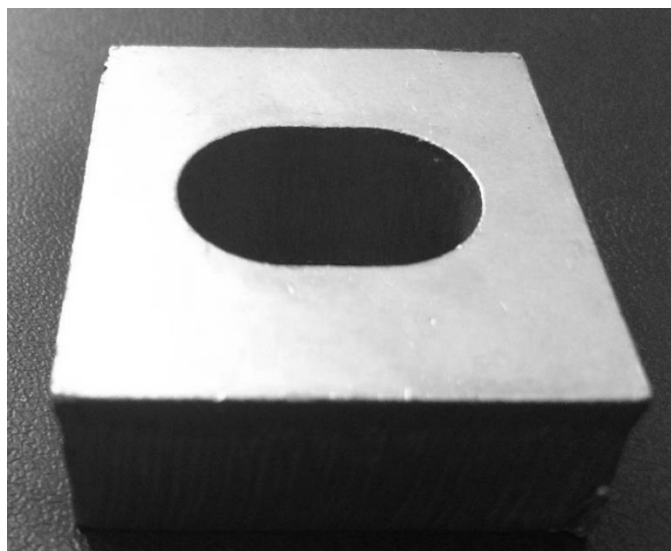


Figura 22. Fotografia do bloco de aço a soldar na peça estampada.

3.2. Equipamento e parâmetros de soldadura

Os ensaios de soldadura foram realizados numa máquina de soldadura de média frequência (100 Hz), com elétrodos de cobre e sujeitos a refrigeração por um circuito fechado de água mantida a 16 °C. O gabari de soldadura tem um centrador polimérico designado por “Ketron PEEK 1000” que serve de posicionador e anti-erro para a incorreta colocação dos componentes. A Figura 23 representa o esquema de montagem da ferramenta (gabari) e a respetiva lista de componentes, e a Figura 24 representa a montagem dos componentes na mesma.

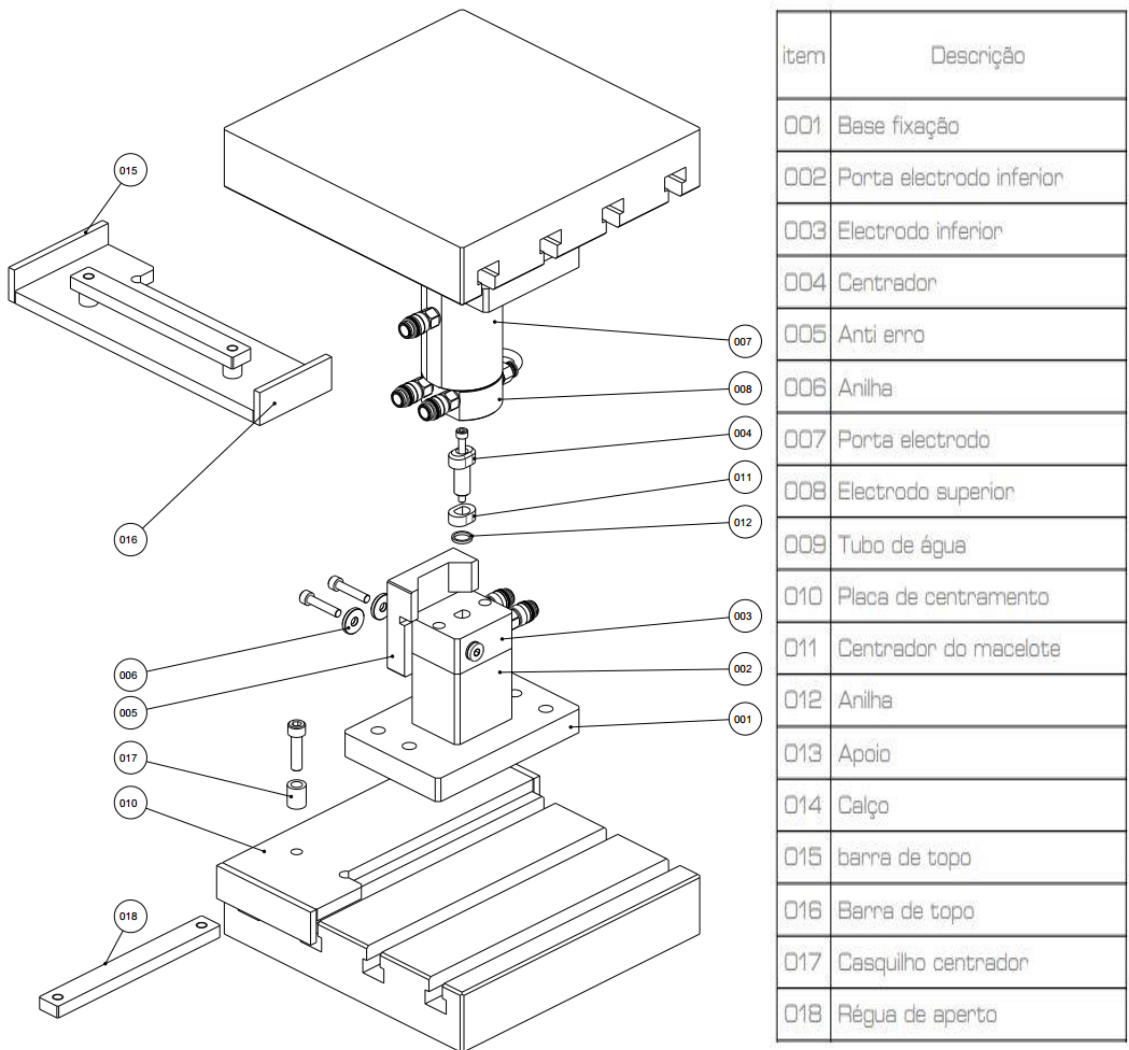


Figura 23. Representação esquemática da ferramenta de soldar os componentes.

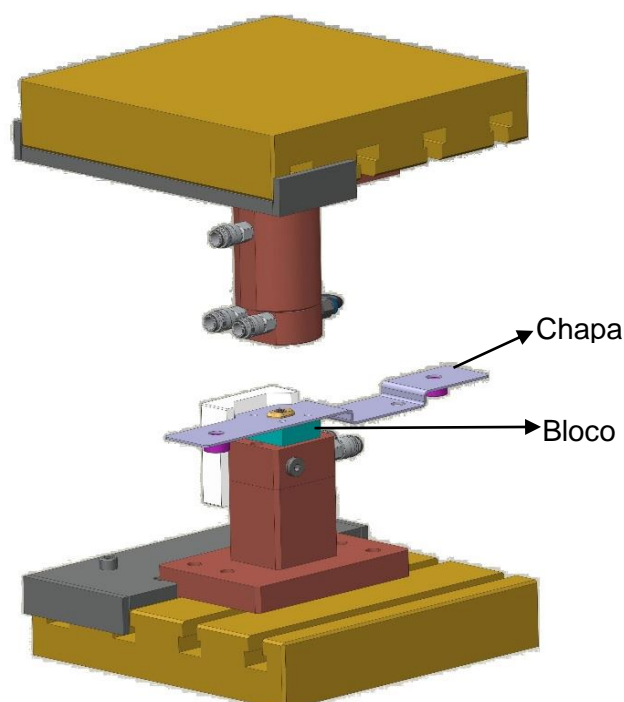


Figura 24. Esquema de montagem dos componentes na ferramenta de soldar.

De modo a analisar o processo de soldadura foram realizadas várias repetições do processo com diferentes parâmetros de onde se obtiveram amostras para mais tarde se caracterizarem mecanicamente e para se analisarem as microestruturas finais na zona termicamente afetada. Na Tabela 7 apresentam-se os parâmetros utilizados na obtenção das diferentes amostras: amostra S (*Standard*), com os parâmetros atualmente utilizados na empresa, as amostras I1 (Intensidade 1) e I2 (Intensidade 2), apenas com variação na corrente elétrica debitada, e amostras P1 (Pressão 1) e P2 (Pressão 2), com variação na pressão aplicada.

Tabela 7. Parâmetros utilizados na soldadura das diferentes amostras.

PARÂMETROS\AMOSTRAS	P1	S	I1	I2	P2
Tempo soldadura (ms)	300				
Corrente mínima (%)	-5,0				
Corrente máxima (%)	+5,0				
N.º Impulsos	1				
Tempo arrefecimento (ms)	100				
Intensidade de corrente (kA)	35,0	35,0	17,5	44,0	35,0
Pressão (bar)	2,5	4,5	4,5	4,5	6,0

3.3. Ensaio de arrancamento

Para a aprovação da qualidade da soldadura foram realizados ensaios destrutivos recorrendo a uma ferramenta auxiliar produzida para o efeito (Figura 25). Com esta ferramenta (Figura 25 a, b) a chapa é enrolada até que haja separação física do bloco (fixo, como representado na Figura 24 c).

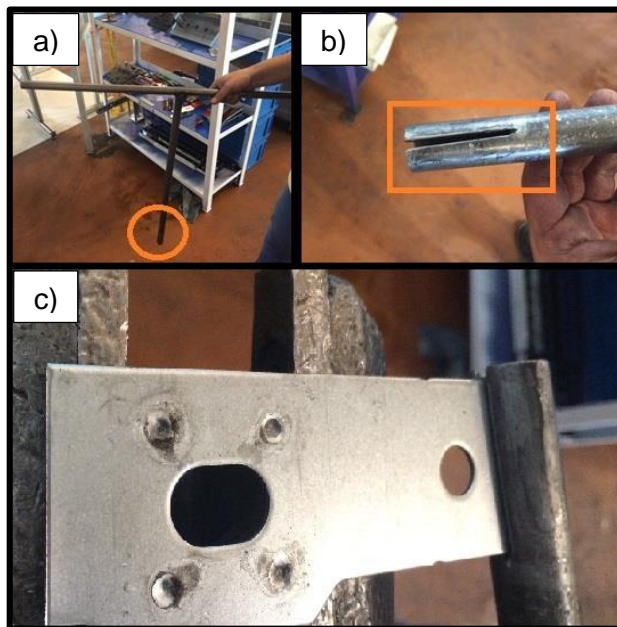


Figura 25. Ferramenta auxiliar para ensaio destrutivo.

Este ensaio tem por objetivo medir o diâmetro dos pontos de soldadura após a separação dos materiais, frequentemente denominados por “botões”.

3.4. Métodos de medição geométrica

Para verificar a geometria das protuberâncias originais e após aplicação de diferentes cargas, foram efetuadas medições topográficas, recorrendo à perfilometria ótica 3D (*Sensofar - S neox 3D optical profiler*) no DEMAC (Universidade de Aveiro). Foi utilizada a técnica de “*focus variation*”, com uma objetiva de ampliação 10x.

Após a separação dos componentes, por meio do ensaio destrutivo supracitado, avalia-se o diâmetro dos “botões” de soldadura (Figura 26). A medição destes “botões” foi realizada recorrendo a um paquímetro digital com um erro associado de 0,001 mm. Devido à zona de soldadura não ser perfeitamente circular a norma indica que a medição deverá ser efetuada de forma cruzada, como demonstrado na Figura 27, e o diâmetro será o resultado da média das medições.



Figura 26. Peça após o ensaio destrutivo, com a presença de quatro “botões” de soldadura.

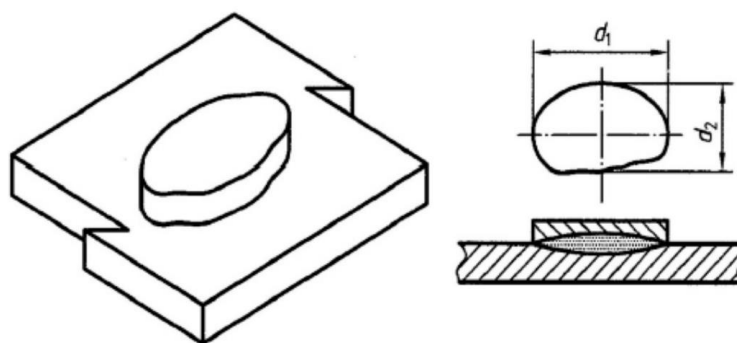


Figura 27. Método de medição dos diâmetros de soldadura após o ensaio destrutivo de arrancamento [39].

A soldadura é considerada dentro de especificação do cliente (OK) se existir arrancamento das quatro protuberâncias com diâmetro do “botão” após arrancamento, D_{PA} , for superior a 4,10 mm. Este valor é obtido através equações 3 e 4, indicadas na especificação interna da Volkswagen 01103:2010-11 [39]:

$$D_{PA} \geq 1,15 \times D_{Lmin.} \quad (\text{eq. 4})$$

$$D_{Lmin.} = 0,65 \times D_1 \quad (\text{eq. 5})$$

Onde:

- D_{PA} – Diâmetro do “botão” após ensaio destrutivo;
- $D_{Lmin.}$ – Diâmetro mínimo da região de soldadura;
- D_1 – Diâmetro da protuberância;

Sendo o diâmetro nominal das protuberâncias de 5,50 milímetros (Figura 21), para que as peças sejam consideradas dentro da especificação do cliente, o diâmetro

mínimo da região soldada (D_{Lmin}) terá que ser superior a 3,57 milímetros e o diâmetro do “botão” após o ensaio destrutivo (D_{PA}) terá que ser superior a 4,10 milímetros.

3.5. Caracterização microestrutural

Com o objetivo de analisar o diâmetro mínimo da região de soldadura (D_{Lmin}), as zonas termicamente afetadas e as respectivas microestruturas das diferentes amostras foi realizada uma preparação metalográfica. Esta preparação iniciou-se com um corte transversal a meio de dois pontos de soldadura, recorrendo a uma máquina de corte com lubrificação de óleo de forma a evitar o sobreaquecimento da peça e a consequente possibilidade de transformação microestrutural.

De seguida realizou-se com um polimento grosseiro (lixa de 180,320,600, e 1200 μm) seguido de um polimento fino, onde se utilizaram sequencialmente pasta de diamante de 6, 3, e 1 μm . Entre cada pano a amostra foi limpa com água, etanol e secou-se com auxílio de um secador para evitar a contaminação para o pano seguinte.

Após o polimento, para realçar a microestrutura das amostras, realizou-se um ataque químico, utilizando-se para o efeito uma mistura de 2% ácido nítrico e 98% de etanol puro, (NITAL 2%), durante 15 segundos, sendo depois novamente lavadas com água, etanol e secas.

Observaram-se de seguida, no microscópio ótico, o diâmetro mínimo da região de soldadura (D_{Lmin}), as microestruturas, da chapa de aço HSLA, do bloco de aço S355MC e das zonas afetadas termicamente.

As imagens foram obtidas com a câmara fotográfica acoplada ao microscópio e tratadas com auxílio do software Infinity Capture. Foram utilizadas objetivas de 10x e 20x. De forma a conhecer a ampliação de cada fotomicrografia, foi fotografada uma régua e realizada a proporção para a escala da imagem, para cada objetiva.

Como já mencionado, o diâmetro mínimo da região de soldadura (D_{Lmin}) é considerado dentro da especificação VW01103:2010 quando superior a 3,57 mm [39].

3.6. Medição de dureza

Foram também medidas as durezas da chapa, do bloco de aço e através da zona termicamente afetada para obtenção de um perfil de durezas. Para esta medição foi utilizado um microdurómetro. O ensaio consiste em realizar uma indentação no metal com uma ponta de diamante em forma de pirâmide com um ângulo de 136°. Daqui resulta uma marca piramidal na amostra. A dureza de Vickers é assim dada pela fórmula:

$$HV = \frac{F}{A} = \frac{2F \sin(136/2)}{d^2} \quad (\text{eq. 6})$$

Onde, F representa a força aplicada em quilograma-força, e d a média das duas diagonais da projeção quadrada da pirâmide invertida, medidas em milímetros. O ensaio foi realizado aplicando uma força de 200gf durante 15 segundos. Para a medição das diagonais das marcas foi utilizado o microscópio ótico e o *software ImageJ*. Para cada indentação foram realizadas três medições por diagonal.

Com o objetivo de verificar a variação da dureza entre a chapa, a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona de soldadura realizaram-se as indentações com um espaçamento de 250 μm ao longo das diversas regiões como demonstrado no esquema da Figura 28.

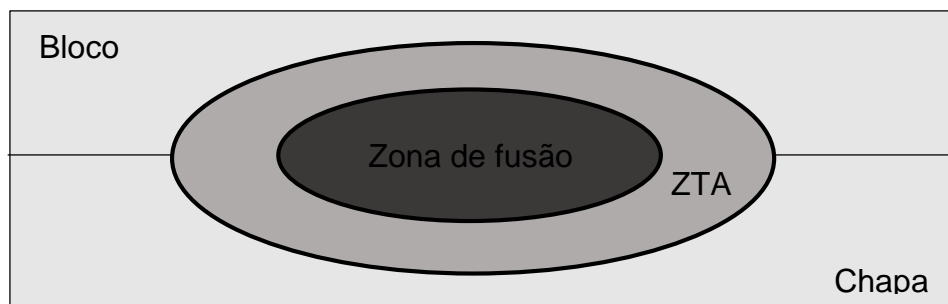


Figura 28. Esquema das regiões obtidas após o processo de soldadura (em baixo a chapa de aço zincado HX340LAD; ao centro as zonas termicamente afetadas – ZTA – e a região de solda; e em cima o bloco de aço S355MC).

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Enquadramento inicial

Antes do início do estágio curricular, a empresa testou várias opções para solucionar o problema de soldadura como por exemplo: diminuição da rugosidade superficial do bloco de aço por polimento, de forma a melhorar o contacto entre componente e eléctrodo; colocação de uma rótula no eléctrodo superior para facilitar o contacto entre o componente e o eléctrodo; mudança de uma máquina de baixa frequência (50 Hz), para uma máquina de média frequência (100 Hz), para que fosse possível debitar mais corrente num espaço de tempo inferior; sistema de refrigeração dos eléctrodos, para que a temperatura destes fosse constante ao longo de vários ciclos de soldadura. Todas estas ações foram inconclusivas para a resolução do problema.

O problema de falta de qualidade surgiu já em fase de produção em série, e coincidiu com uma alteração de lote de matéria-prima da chapa. Então a primeira ação da empresa foi verificar a qualidade da matéria-prima dos componentes envolvidos. Assim foram analisados os certificados de matéria-prima e verificou-se que a composição química e as propriedades mecânicas são idênticas entre os mesmos e cumprem todos os requisitos da norma europeia. Os resultados desta análise estão presentes no capítulo anterior (Capítulo III – Procedimento experimental) na secção 3.1, nas Tabela 3 a Tabela 6.

Como o problema não residia na composição química dos componentes, nem nos parâmetros de processo acima mencionados, decidiu-se aprofundar o estudo aos parâmetros a utilizar durante o processo de soldadura e as repercussões que estes têm na microestrutura da zona soldada e na qualidade final da peça.

4.2. Área de contacto inicial

Estabeleceram-se cinco pares de parâmetros diferentes (intensidade de corrente e pressão aplicada) de onde resultaram as amostras S, I1, I2, P1 e P2 (Tabela 7). Como se pode verificar há parâmetros fixados pela empresa (operador) devido a questões relacionadas com a proteção do próprio equipamento. A pressão aplicada no êmbolo do cilindro de compressão é um dos principais parâmetros. Neste trabalho variou-se entre 2,5, 4,5 e 6,0 bar. Como o que é relevante é a força de contacto, utilizou-se uma célula de carga para calibrar a força efetivamente aplicada sobre as protuberâncias, obtendo-se o gráfico da Figura 29.

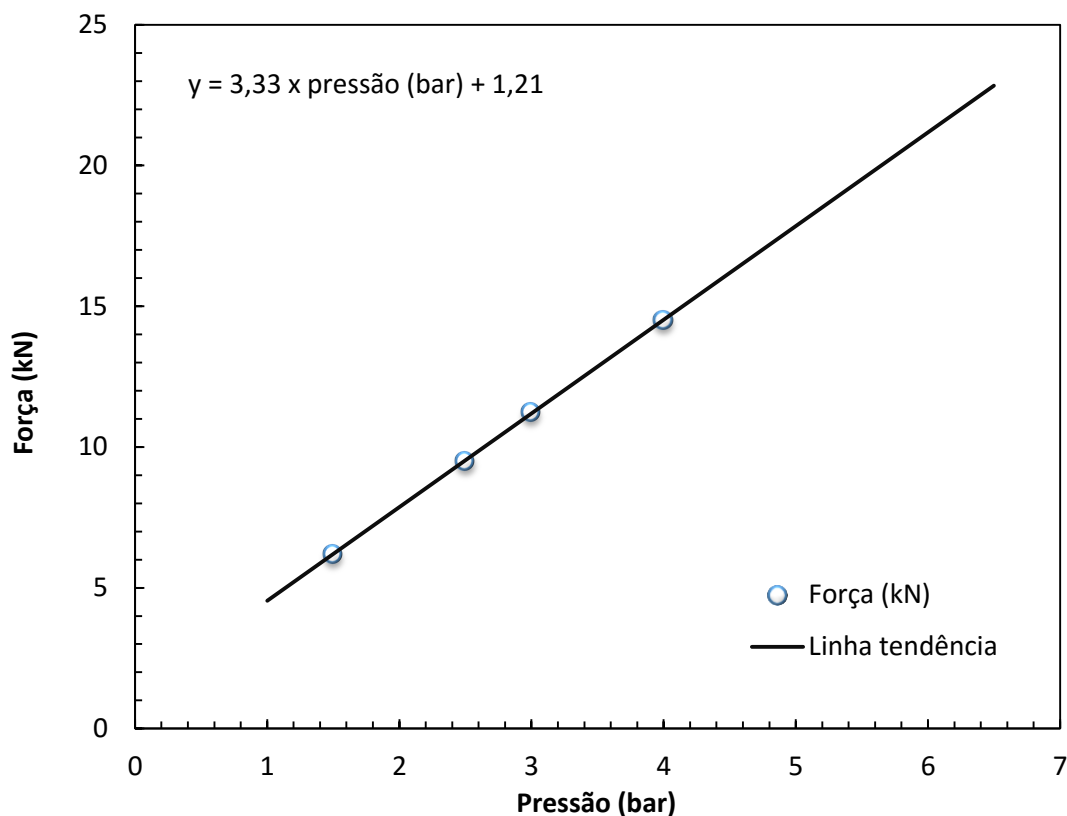


Figura 29. Gráfico da força exercida pelo êmbolo em função da pressão aplicada pela máquina de soldadura.

Por se tratar de um processo de soldadura por resistência, onde a qualidade da união entre os componentes está dependente da quantidade de calor gerada em cada protuberância, calculou-se a densidade de corrente que resulta de cada par de parâmetros utilizados durante os ensaios. Para o cálculo das densidades de corrente foi necessário calcular inicialmente as áreas de contacto quando se inicia o débito da corrente elétrica, pois a densidade de corrente (J) é inversamente proporcional à área de contacto (A) para uma intensidade de corrente (I) constante.

Para tal foram aplicadas as diferentes cargas, sem a passagem de corrente elétrica, e posteriormente as protuberâncias foram analisadas por perfilometria 3D para medição topográfica das protuberâncias deformadas. As protuberâncias foram identificadas de 1 a 4 (Figura 30) para a posterior análise.

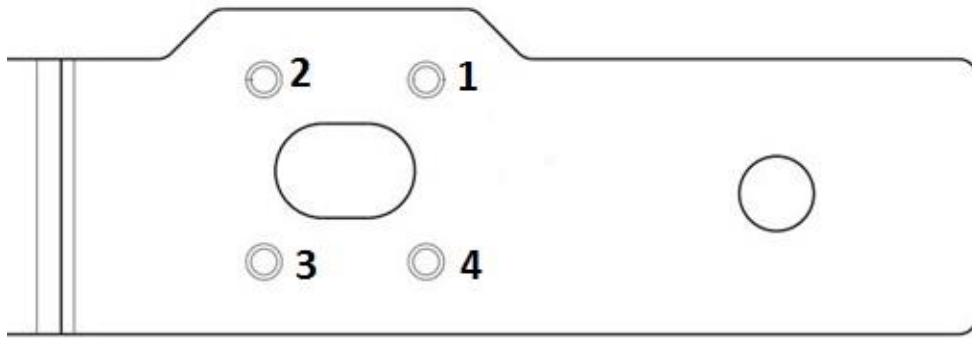


Figura 30. Esquema bidimensional da chapa HSLA com a identificação das protuberâncias.

A Figura 31 é o resultado de uma protuberância sem aplicação de pressão e as Figura 32, Figura 33 e Figura 34 são o resultado da aplicação de 9,5 kN, 16,2 kN, e 21,2 kN respectivamente. As protuberâncias, antes de aplicação de carga tinham na altura cerca de 1,00 mm. Como se pode ver nestas micrografias não são perfeitamente uniformes, estando o ponto mais alto desviado do centro da base.

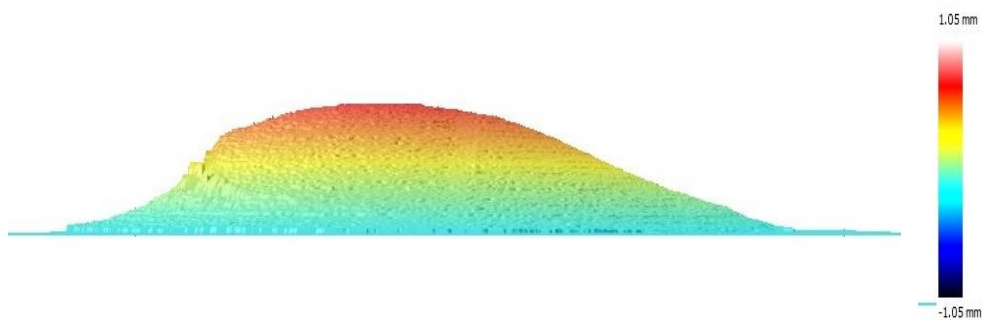


Figura 31. Vista isométrica da geometria da protuberância sem aplicação de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco

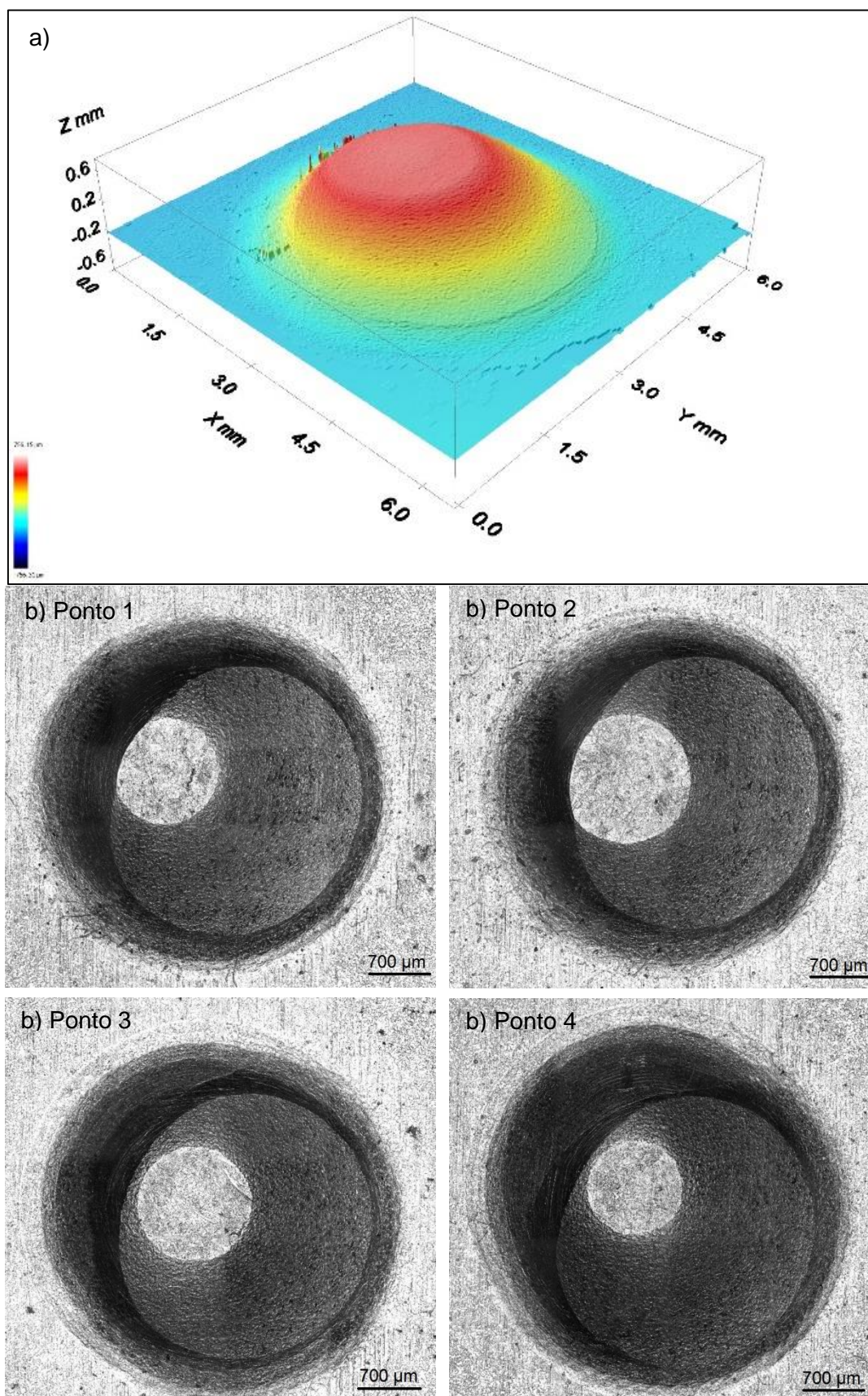


Figura 32. Geometria da protuberância após aplicação de 2,5 bar de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco: a) vista isométrica de uma das protuberâncias; b) vista de cima das quatro protuberâncias.

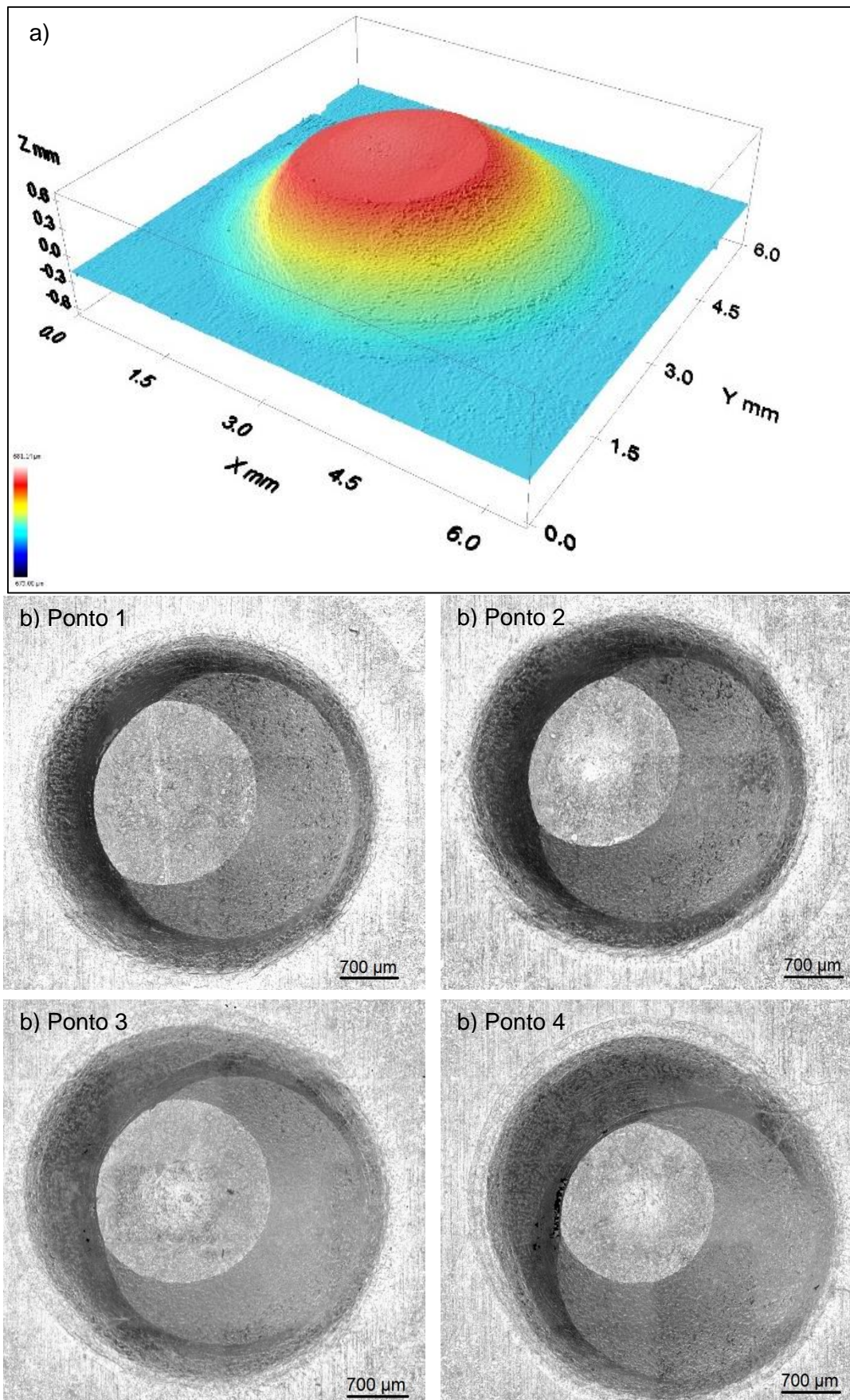


Figura 33. Geometria da protuberância após aplicação de 4,5 bar de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco: a) vista isométrica de uma das protuberâncias; b) vista de cima das quatro protuberâncias.

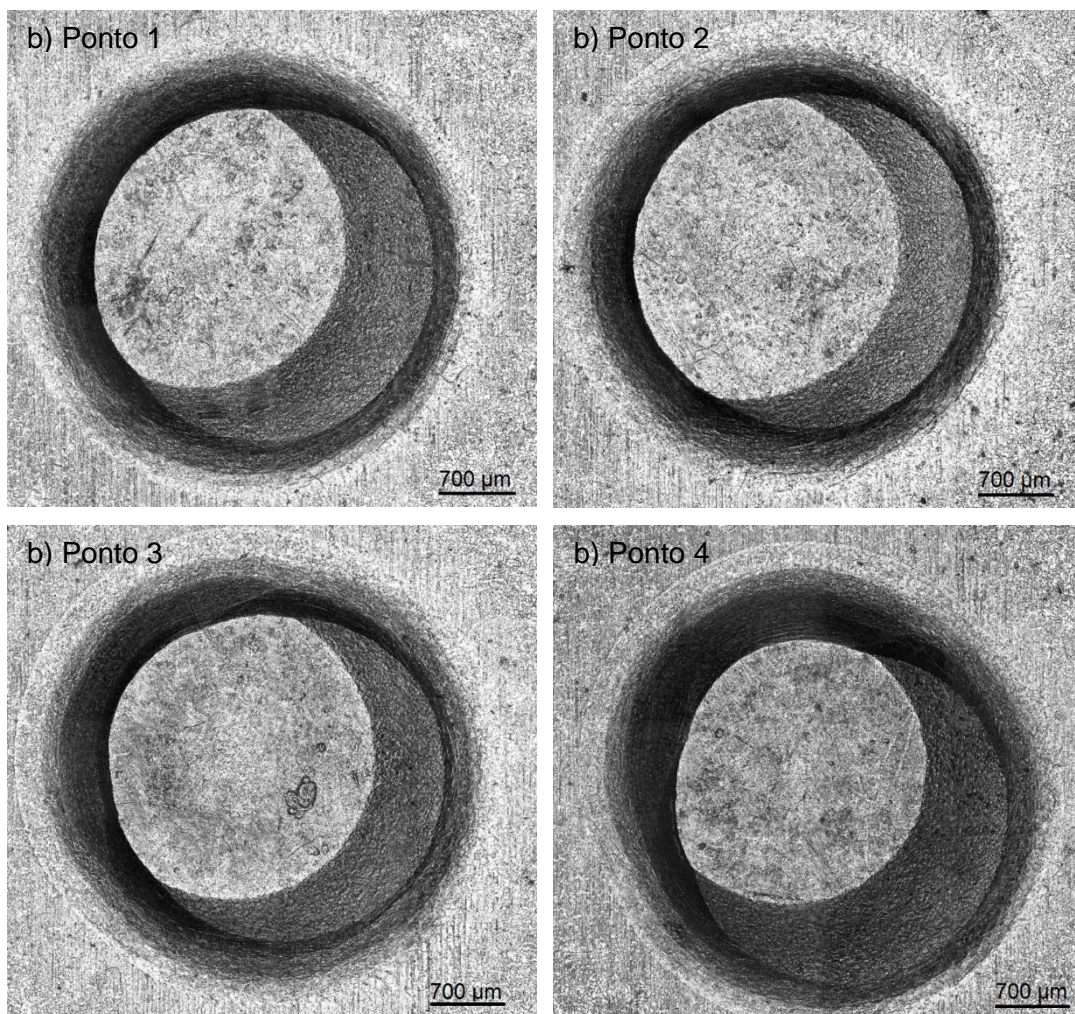
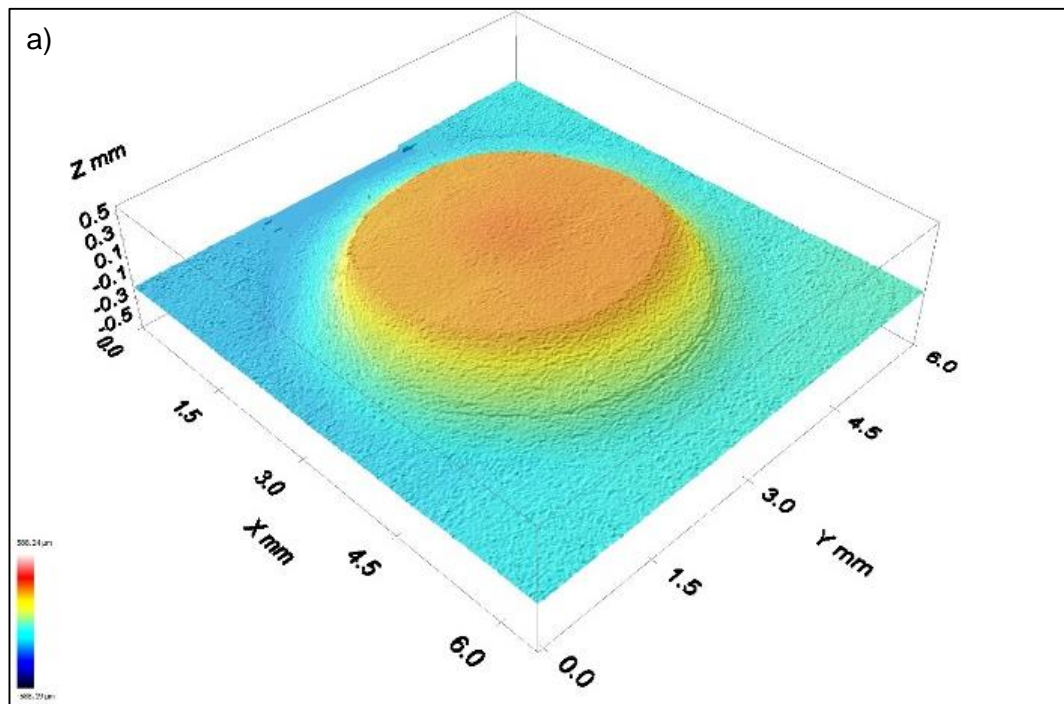


Figura 34. Geometria da protuberância após aplicação de 6,0 bar de pressão obtida por microscopia ótica 3D com variação de foco: a) vista isométrica de uma das protuberâncias; b) vista de cima das quatro protuberâncias.

Com auxílio do *software IMAGEJ*, mediram-se as áreas resultantes da deformação e que correspondem as áreas de contacto imediatamente antes da aplicação de corrente. Os resultados obtidos estão apresentados na Tabela 8.

Tabela 8. Resultado da medição da área deformada para os diferentes valores de carga aplicados.

Força (kN)	NÚMERO DO PONTO	ÁREA DEFORMADA (mm ²)
9,5	Ponto 1	1,12
	Ponto 2	1,65
	Ponto 3	1,38
	Ponto 4	0,95
16,2	Ponto 1	2,71
	Ponto 2	3,24
	Ponto 3	3,19
	Ponto 4	2,52
21,2	Ponto 1	4,70
	Ponto 2	5,30
	Ponto 3	5,18
	Ponto 4	4,58

A partir dos resultados obtidos é possível verificar que durante uma mesma soldadura a densidade de corrente inicial não será uniforme nas quatro protuberâncias, devido à diferença na área de contacto entre estas e o bloco de aço. É possível igualmente verificar que o eléctrodo exerce mais pressão nas protuberâncias 2 e 3 do que nas 1 e 4. Estas amostras apresentam uma diferença de mais de 0,5 mm² na área de contacto o que é muito significativo em áreas de aproximadamente 3,0 mm².

Após estas medições e com o conhecimento da intensidade de corrente utilizada, foi então calculada a densidade de corrente inicial aplicada em cada ensaio. Na Tabela 9, estão registados os resultados dos cálculos da densidade de corrente média para cada par de parâmetros (pressão e intensidade de corrente), e para cada protuberância.

Tabela 9. Resultados da densidade de corrente elétrica em cada soldadura.

Amostra	Pressão (bar)	I (kA)	Área de contacto (mm ²)	Pressão efetiva (GPa)	Densidade corrente (kA/mm ²)
P1	2,5	35,0	5,09	1,87	6,88
I1	4,5	17,5	11,66	1,39	1,50
S	4,5	35,0	11,66	1,39	3,00
I2	4,5	44,0	11,66	1,39	3,77
P2	6,0	35,0	19,76	1,07	1,77

4.3. Análise microestrutural e da microdureza

Para avaliar as diferenças na qualidade da soldadura das várias amostras fez-se um estudo comparativo, por meio de análises de microdurezas e da observação microestrutural. Como descrito no capítulo 3.5 (caracterização microestrutural) foi realizada uma preparação metalográfica a cinco amostras soldadas, uma por cada par de parâmetros estabelecidos na Tabela 7.

Em primeiro lugar analisou-se a microestrutura da chapa de aço HX340LAD (Figura 35 a) e do bloco de aço S355MC (Figura 35 b) utilizados na Epedal.

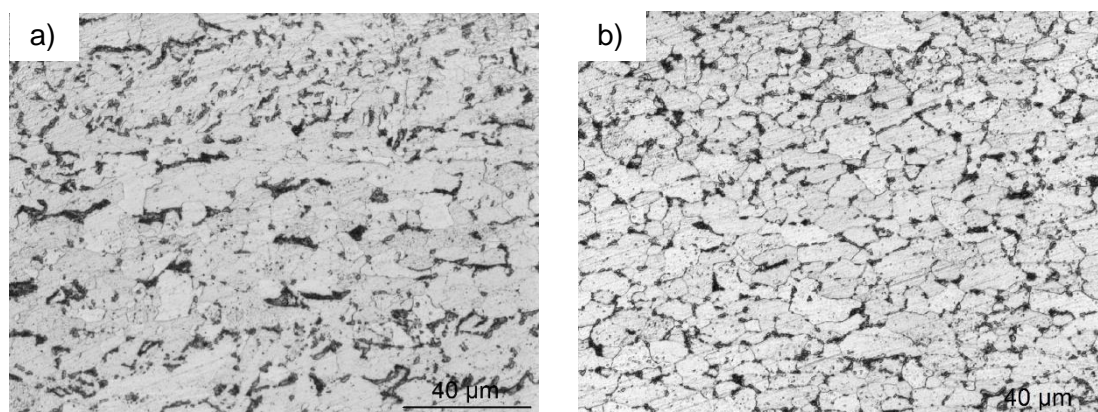


Figura 35. Microestrutura da (a) chapa de aço HX340LAD e (b) do bloco de aço S355MC.

Na fotomicrografia da Figura 35 é possível verificar que a chapa consiste num aço HSLA de baixo carbono laminado com grãos de ferrite alongados e colónias de perlite alinhadas, resultantes do processo de laminagem. O bloco de aço, S355MC, também HSLA mas com mais quantidade de nióbio, apresenta um maior tamanho médio de grão de ferrite e de colónias de perlite estando estas melhor definidas. Estas microestruturas servem como termo de comparação para as zonas de soldadura e zona termicamente afetada.

Para o problema de soldadura em questão, a caracterização mais significativa foi a efetuada na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona de fusão de material. Na Figura 36 encontram-se micrografias obtidas em lupa das zonas de soldadura das cinco amostras. Nestas indica-se a área da zona termicamente afetada, o comprimento da zona de união física entre os dois componentes e a densidade de corrente resultante dos parâmetros utilizados durante o processo de soldadura das mesmas.

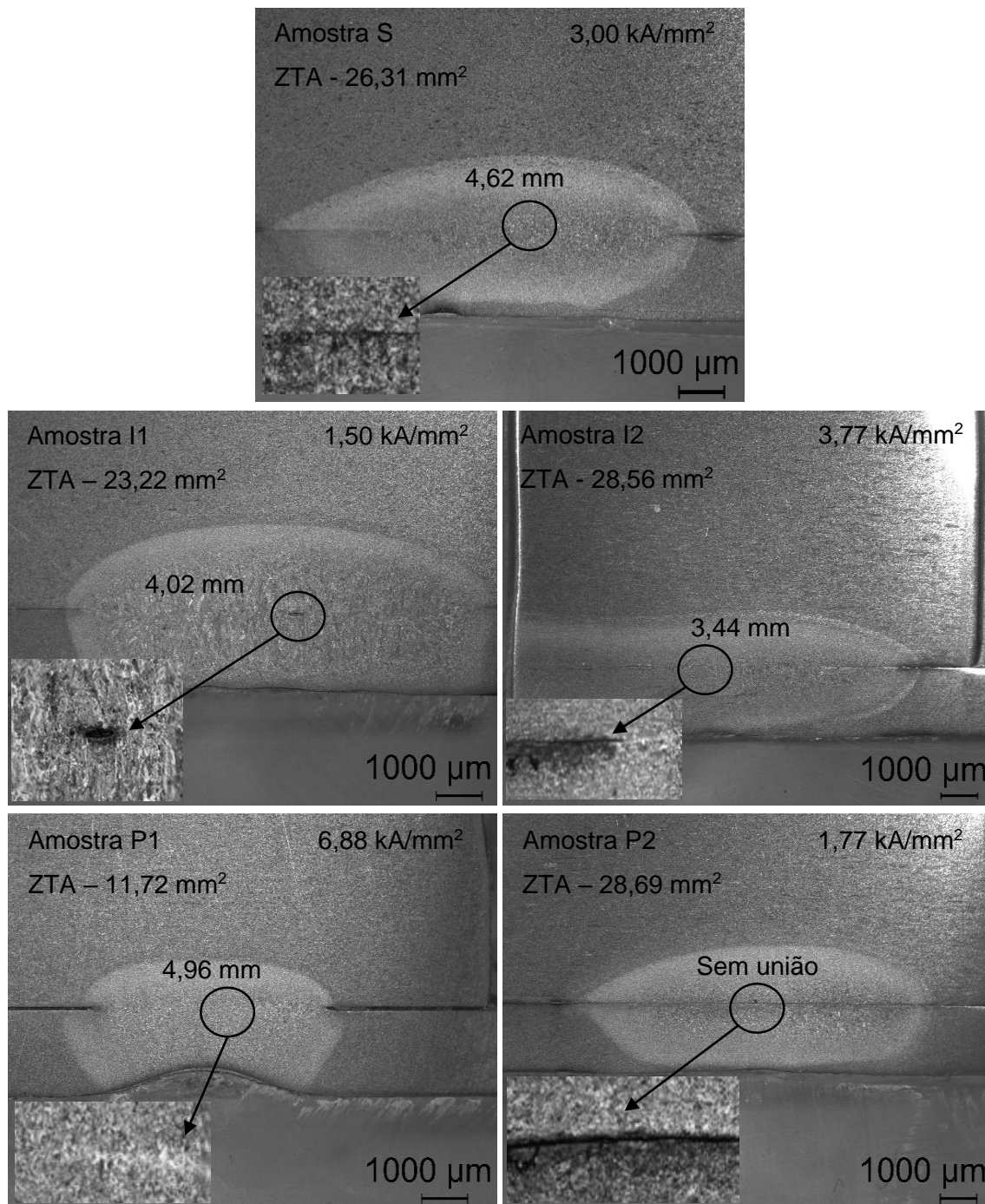


Figura 36. Micrografias óticas das ZTA das várias amostras com a indicação do comprimento da maior zona de união entre componentes.

A amostra S é a base de comparação pois foi obtida com os parâmetros de soldadura utilizados inicialmente pela Epedal. Esta amostra tem uma área termicamente afetada de 26,31 mm², no entanto não existe uma união constante ao longo dessa área, sendo o comprimento da zona de maior união física entre os dois componentes de aproximadamente 4,62 mm. A diminuição da densidade de corrente para metade durante o início do processo de soldadura da amostra I1 resulta na diminuição da área termicamente afetada para aproximadamente 23,22 mm² e para um comprimento de união efetiva entre componentes de 4,02 mm. Já a amostra I2, com densidade de

corrente inicial um pouco mais elevada que a S, apresenta uma área termicamente afetada muito superior ($\approx 28,56 \text{ mm}^2$), no entanto a união efetiva entre componentes é de apenas 3,44 mm. Supõe-se que a elevada corrente elétrica debitada é dispersa pela amostra após o colapso da protuberância fazendo com que exista um aumento da ZTA sem resultados práticos na união entre os componentes. Esta afirmação baseia-se na observação da ZTA da amostra I2 na Figura 36, onde não se encontra o fim da ZTA, do lado esquerdo da micrografia, ao contrário do que sucede com todas as restantes soldaduras. Na amostra P1, a de maior densidade de corrente inicial ($6,88 \text{ kA/mm}^2$) é possível verificar que apesar de ter uma área afetada termicamente de aproximadamente de $11,72 \text{ mm}^2$ a união é efetiva em 4,96 mm sem nenhuma descontinuidade. Em oposição a amostra P2, com a menor densidade de corrente inicial ($1,77 \text{ kA/mm}^2$) apresenta uma área afetada pela temperatura de $28,69 \text{ mm}^2$ mas sem qualquer vestígio de união física entre os dois componentes soldados.

Perante estes resultados verificamos que a amostra P1 é a que apresenta melhor qualidade de união entre os componentes, de acordo com a norma VW01103:2010. A ZTA não apresenta nenhuma descontinuidade e isso resulta numa união com menor número de defeitos locais, e por consequência espera-se uma maior resistência mecânica. Por oposição verifica-se que a amostra P2 não apresenta união física entre os componentes, estando estes apenas “colados”. A elevada pressão aplicada, resulta numa dispersão do calor como acontece na amostra I2. Devido a uma menor intensidade de corrente em relação à I2 o calor gerado na P2 não é suficiente para que ocorra a fusão das protuberâncias e a consequente união com o bloco de aço. Na prática a carga na soldadura da amostra P1 deveria ser um pouco mais elevada para que a protuberância colapsasse completamente.

Com os parâmetros atualmente praticados na empresa a variação entre a qualidade de união dos componentes é muito elevada. A densidade de corrente não é uniforme nas quatro protuberâncias e quando ocorre o débito de corrente o calor gerado em duas protuberâncias (1 e 4) deverá maior que nas outras duas (2 e 3). Enquanto nas amostras I2 e P1 a densidade de corrente é suficientemente elevada para ultrapassar o problema da inclinação das protuberâncias na amostra S tal não acontece.

Seguidamente analisaram-se as microestruturas das diferentes zonas geradas após o processo de soldadura. Em todas as amostras foram observadas quatro microestruturas distintas: chapa, ZTA, zona soldada (*weld nugget*) e bloco de aço. Na fotomicrografia da Figura 37 estão identificadas as zonas nas quais foram obtidas as microestruturas que se apresentam nas Figura 38 e Figura 39.

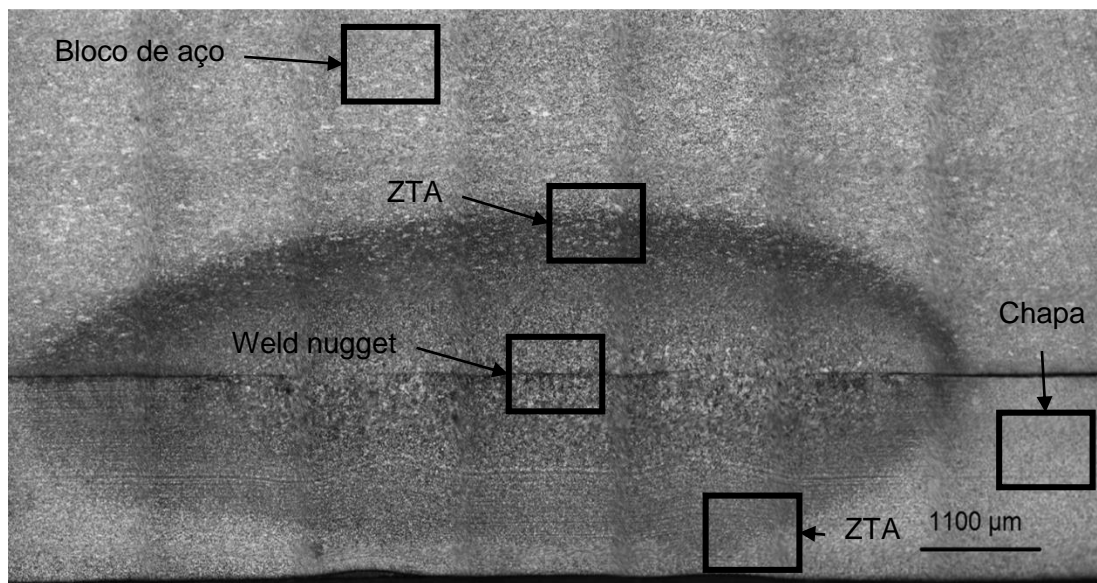


Figura 37. Fotomicrografia da amostra S com a identificação das zonas de obtenção das microestruturas.

As microestruturas relativas ao bloco de aço e da chapa HSLA já foram identificadas nas fotomicrografias da Figura 35. Na Figura 38 estão representadas as micrografias das diferentes zonas identificadas na fotomicrografia da Figura 37.

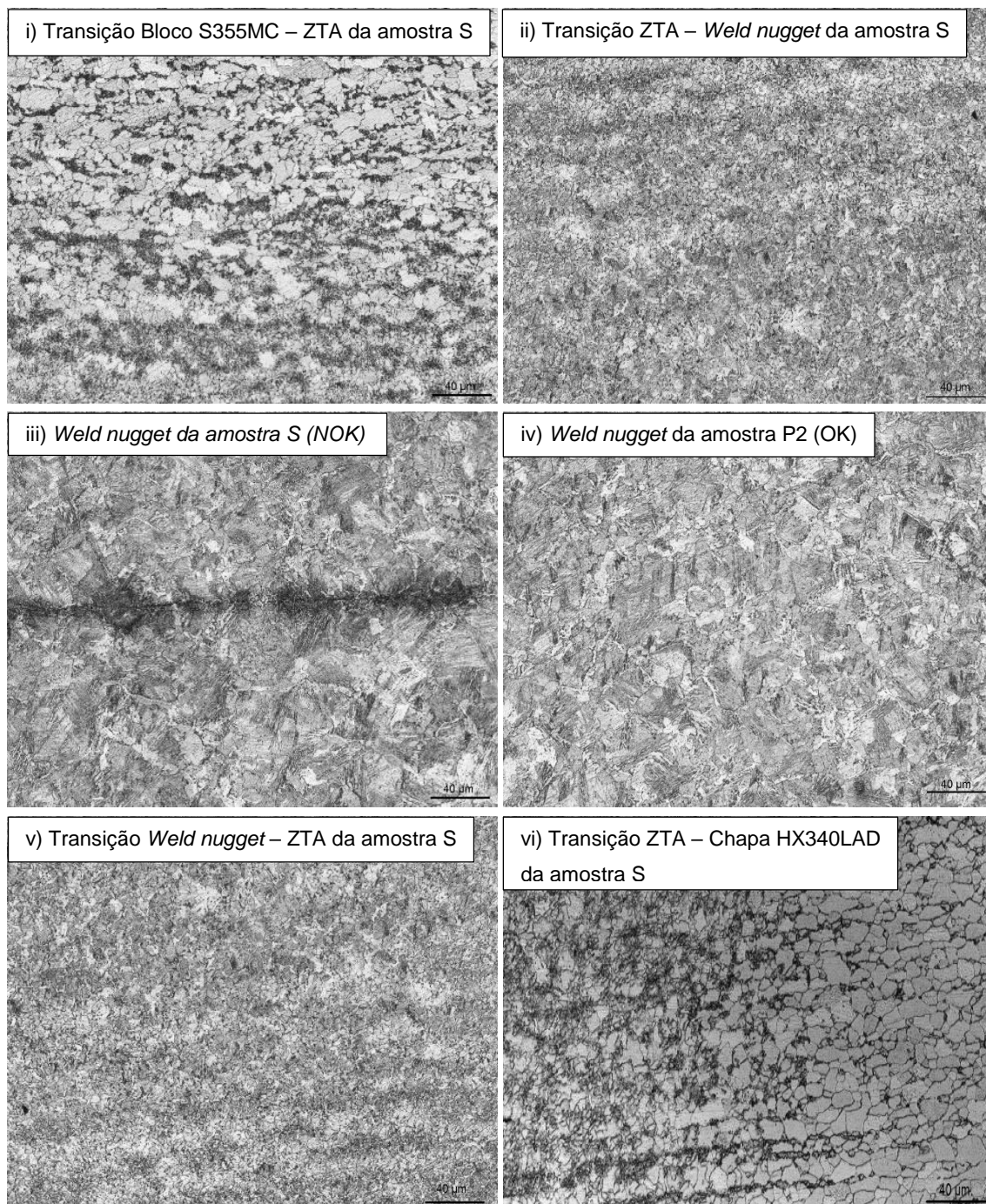


Figura 38. Fotomicrografias das microestruturas ao longo das diferentes regiões formadas pelo processo de soldadura.

Pelas micografias da Figura 38 i) e ii) é possível comprovar que na transição do bloco de aço para a ZTA e da ZTA para o *weld nugget*, a microestrutura típica do bloco de aço com baixo teor em carbono e com os grãos finos e arredondados vai dando lugar a uma microestrutura com grãos mais alongados e com maior quantidade de perlite. Na transição da ZTA para a chapa HX340LAD (Figura 38 v e vi) verifica-se o oposto, com a microestrutura grosseira, e com colónias de perlite a dar lugar a uma microestrutura mais fina. Já no centro da região soldada (*weld nugget* – Figura 38 iii e iv) verifica-se a presença de uma estrutura martensítica, caracterizada pelos seus grãos aciculares. A

martensite é uma fase metaestável, sobressaturada em carbono. Esta surge quando, após fusão, o aço é sujeito a um arrefecimento rápido. A dificuldade na difusão do carbono leva a uma elevada distorção da rede cristalina contribuindo para o aumento da sua tensão de cedência, mas também da fragilidade do aço. A região onde ocorre a fusão é a mais significativa para o comportamento mecânico da peça após soldadura. Por ser a região onde existe a maior densidade de defeitos, a probabilidade de ocorrência de falha é maior. Torna-se então pertinente a comparação desta zona nas diferentes amostras como se mostra na Figura 39.

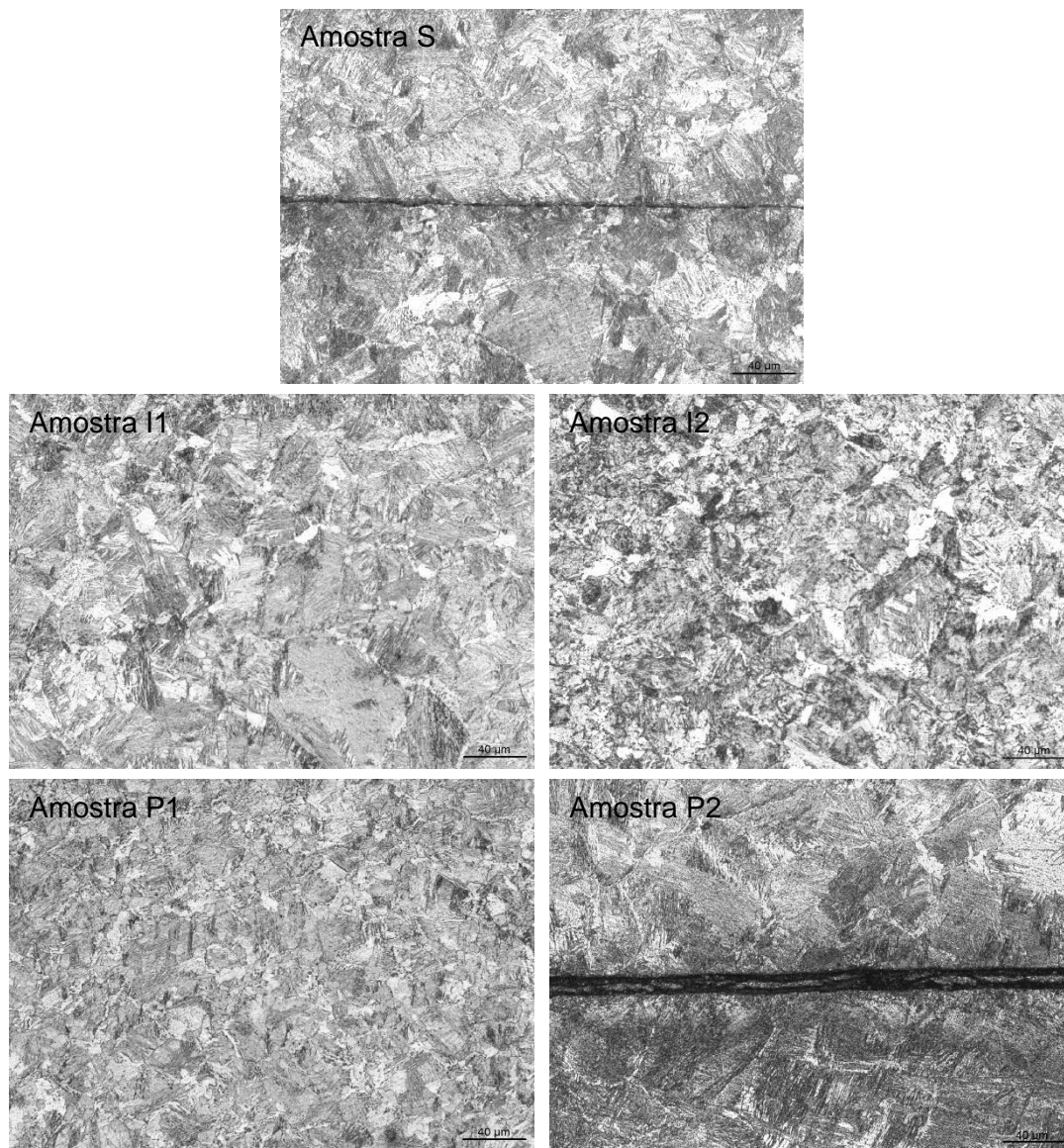


Figura 39 Fotomicrografias da região soldada nas diferentes amostras.

Na comparação das cinco amostras é possível verificar uma menor quantidade de grãos aciculares nas amostras I2 e P1 que correspondem às peças aparentemente melhor soldadas, obtidas com as maiores densidades de corrente. Isto significa que a dissipação do calor gerado não ocorre da mesma maneira nas cinco amostras, provocando diferentes quantidades da estrutura martensítica e austenite residual. A menor quantidade da estrutura martensítica após o processo de soldadura resulta em melhores uniões entre componentes por se tratarem de uniões menos frágeis.

De forma a comprovar este aumento de tensão de cedência devido à presença de martensite foram realizados ensaios de microdureza seguindo um perfil perpendicular à zona soldada, desde da chapa até ao bloco de aço. No gráfico da Figura 40 são apresentados os resultados desses ensaios.

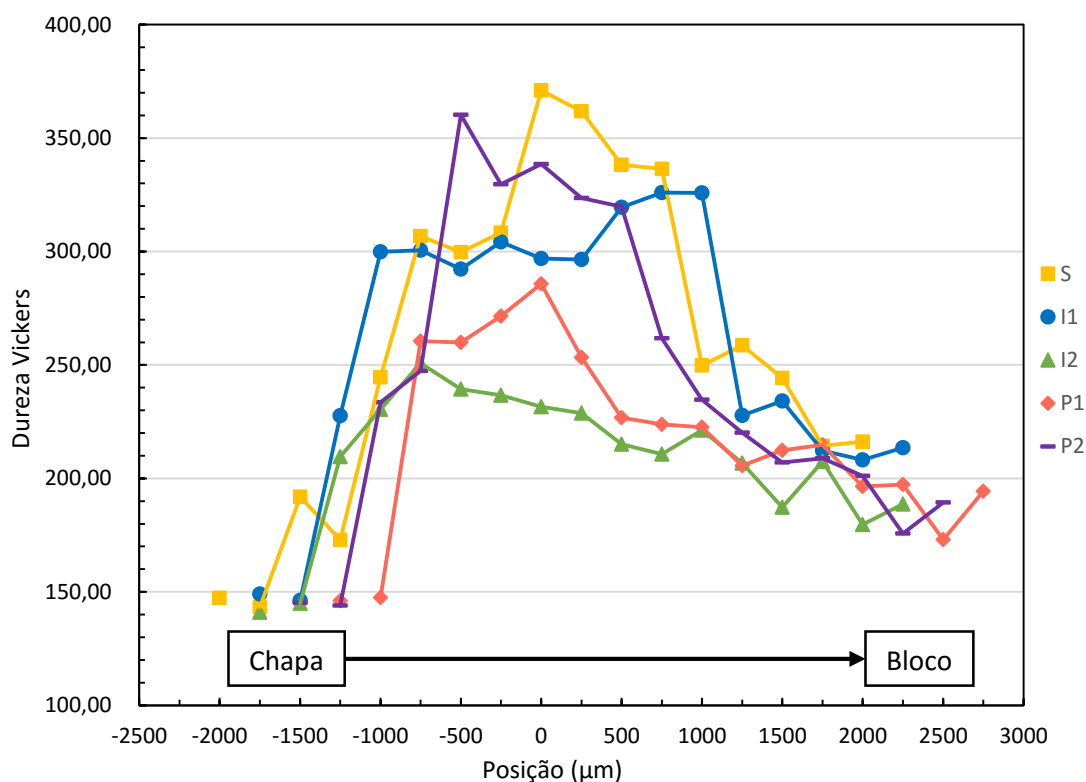


Figura 40. Gráfico resultante dos ensaios de microdureza.

Os gráficos da Figura 40 representam a dureza medida localmente ao longo das diferentes regiões resultantes do processo de soldadura. Em relação às durezas da chapa e do bloco de aço verifica-se através dos valores registados que a chapa HX340LAD é um aço mais macio ($HV_{0,2} \approx 140$), do que o aço S355MC ($HV_{0,2} \approx 175$) devido ao seu menor teor em carbono, e sobretudo da maior quantidade de nióbio, tendo grãos mais alongados e mais orientados. Os valores de dureza obtidos, quando convertidos para valores de R_{EH} , estão próximos dos facultados pelos fornecedores através dos certificados de matéria-prima. A tensão de cedência da chapa HX340LAD

será de aproximadamente 430 MPa (135 HV) e a do bloco de aço S355MC ronda valores de 520 MPa (165 HV).

Toda a ZTA tem valores de dureza superior à dos aços originais, com os valores máximos a ser obtida na zona de fusão, na interface entre a chapa e o bloco. Esta maior dureza de ZTA e sobretudo da zona de fusão deve-se à maior quantidade de martensite nesta região, como se viu acima. É possível observar que as amostras I2 e também a P1, obtidas para os valores mais elevados de densidade de corrente apresentam os menores valores de dureza na zona de fusão. As restantes amostras, incluindo o padrão (S) têm durezas que chegam a ultrapassar em 100 HV_{0,2} o valor obtido na amostra I2. Esta diferença deve-se à maior quantidade de austenite residual nas amostras I2 e P1, como se pode ver nas micrografias da Figura 39 (amostra I1 e amostra P2).

Através destes valores, é possível comprovar que as amostras que respeitam a especificação de qualidade exigida pelo cliente (I2 e P1), no que se refere ao comprimento da zona soldada e à área de ZTA, apresentam uma dureza menor na região soldada em comparação à dureza das outras amostras (S, I1 e P2) na mesma região.

4.4. Ensaio de arrancamento da soldadura

Foram realizados ensaios destrutivos a cinco amostras (quatro ensaios em cada) e quantificados os respetivos diâmetros de “botão”. Na Tabela 10 estão registados os resultados desses ensaios. Na coluna “arrancamento” a designação “4 pontos” corresponde ao melhor resultado possível, em que a rotura se dá na chapa, fora da ZTA e não na interface de soldadura ou próximo desta.

Tabela 10. Resultados experimentais dos vários parâmetros utilizados.

Parâmetros				Ensaio destrutivo		Diâmetro dos pontos (mm)			
Nome amostra	P (bar)	I (kA)	J (kA/mm ²)	Resultado da soldadura	Arrancamento	D1	D2	D3	D4
P1_1	2,5	35,0	6,88	OK	4 Pontos	4,80	4,75	5,64	4,95
P1_2				OK	4 Pontos	4,43	5,54	5,41	5,15
P1_3				OK	4 Pontos	5,13	5,28	5,36	6,04
P1_4				OK	4 Pontos	5,74	5,72	6,33	6,14
I1_1	4,5	17,5	1,50	NOK	Sem arrancamento	---	---	---	---
I1_2				NOK	Sem arrancamento	---	---	---	---
I1_3				NOK	Sem arrancamento	---	---	---	---
I1_4				NOK	Sem arrancamento	---	---	---	---
S_1	4,5	35,0	3,00	NOK	1 Ponto	6,12	---	---	---
S_2				NOK	2 Pontos	4,90	5,31	---	---
S_3				NOK	2 Pontos	4,92	5,11	---	---
S_4				OK	4 Pontos	4,81	5,38	5,56	4,99
I2_1	4,5	44,0	3,77	OK	4 Pontos	5,95	5,99	5,92	6,11
I2_2				OK	4 Pontos	4,96	5,86	5,87	6,25
I2_3				OK	4 Pontos	6,02	5,29	5,68	4,64
I2_4				OK	4 Pontos	6,18	6,75	5,81	6,11
P2_1	6,0	35,0	1,77	NOK	1 Ponto	5,92	---	---	---
P2_2				NOK	Sem arrancamento	---	---	---	---
P2_3				NOK	Sem arrancamento	---	---	---	---
P2_4				NOK	1 Ponto	5,42	---	---	---

Como mencionado no capítulo 3.3 (procedimento experimental – ensaio de arrancamento) uma soldadura é considerada dentro da especificação de qualidade do cliente (OK) se após o ensaio de arrancamento existirem no bloco de aço quatro “botões” com um diâmetro maior que 4,10 mm. Na Figura 41 está representado os aspeto macroscópico após um ensaio destrutivo resultantes de uma (a) boa soldadura (amostra P1) e (b) má soldadura (amostra P2), com designação NOK.

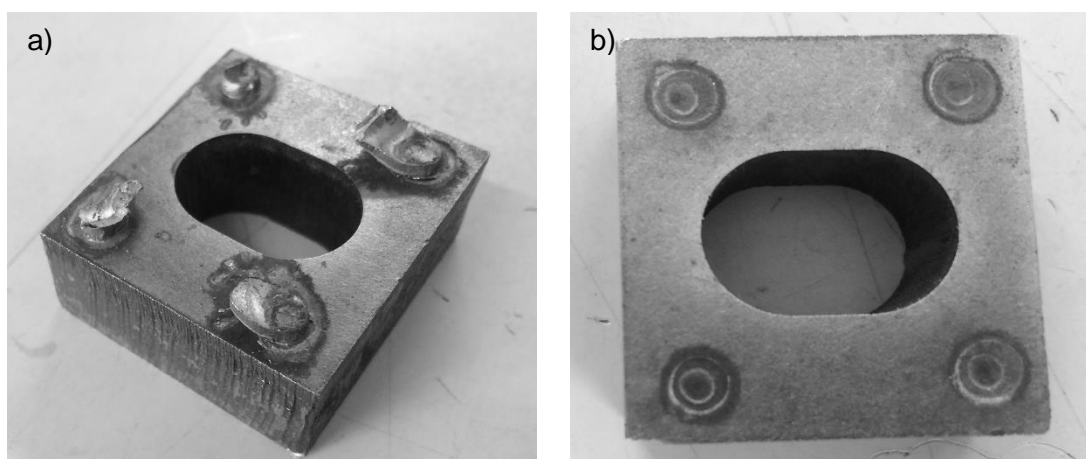


Figura 41. Resultado de uma (a) boa soldadura (OK); e (b) má soldadura (NOK).

Comprova-se, agora macroscopicamente, que a amostra S (parâmetros de soldadura atualmente utilizados na Epedal) apresenta uma elevada variabilidade de resultados. Após o ensaio destrutivo existe um número diferente de pontos arrancados entre amostras. Ao analisar estes resultados em face dos dados da Tabela 8 e Tabela 9 verifica-se que a diferença de densidade de corrente a percorrer cada protuberância resulta em diferentes quantidades de energia. Esta diferença da densidade deve-se à inclinação das protuberâncias resultantes de um desalinhamento da matriz superior em relação à inferior na ferramenta de estampagem da chapa HX340LAD.

De seguida verifica-se que existem dois pares de parâmetros que resultam em amostras com soldadura onde existem o arrancamento dos quatro pontos e com um diâmetro de “botão” superior ao exigido pelo cliente (OK), as amostras I2 e as P1. A principal diferença destas amostras para as amostras S e as restantes é a densidade de corrente superior. A elevada densidade de corrente pode ser atingida por meio de um excesso de corrente debitada (I2) ou por uma reduzida área de contacto entre componentes (P1). Neste último caso seria vantajoso incrementar um pouco a pressão para provocar a deformação total da protuberância, ajustando a intensidade de corrente para a nova área inicial de contacto.

Desta análise é possível verificar que a qualidade da soldadura é consequência direta da densidade de corrente em cada protuberância.

CAPÍTULO V

TRABALHO EXTRACURRICULAR NA EMPRESA

O estágio curricular decorreu simultaneamente com um estágio profissional, numa cooperação entre o instituto de emprego e formação profissional (IEFP) e a unidade empresarial Epedal, S.A., com duração de um ano, onde desempenhei a função de chefe de projeto. Dentro da organização, esta função engloba todas as tarefas necessárias à industrialização de um projeto. Por esta razão é considerada uma função chave e de elevada responsabilidade que permite a interligação entre os vários departamentos existentes na empresa.

5.1. Industrialização de novos projetos

O trabalho de um chefe de projeto inicia-se aquando da adjudicação de um processo à empresa. A partir deste momento e até ao início da produção em série (SOP – *Start of production*), o chefe de projeto terá que estar presente em todas as decisões que são tomadas referente ao projeto. De forma a uniformizar a industrialização de um projeto, uma comissão formada por engenheiros de três grandes indústrias automobilísticas (*Ford, General Motors e Chrysler*) desenvolveram, no fim dos anos 80, um processo de aprovação de produção de peças, denominada por PPAP (*Production Part Approval Process*).

O PPAP é um conjunto de documentos, que são entregues ao cliente com dois grandes objetivos. Inicialmente este processo visa documentar a industrialização do projeto para que o cliente comprove que os prazos estão a ser cumpridos. Outra vertente do PPAP é fornecer ao cliente informação de como a cadência de produção e a qualidade da peça são asseguradas aquando da entrada da mesma em produção série. Assim o PPAP é constituído pelos seguintes documentos:

- Plano-Peça: Desenho 2D
- Diagrama de fluxo de processos
- PFMEA (*Process Failure Mode and Effects Analysis*)
- Plano de Controlo
- Relatórios Dimensionais
- IMDS (*International Material Data System*)
- Estudo R&R (Repetibilidade e Reprodutibilidade)
- Certificação da empresa e empresas subcontratadas
- Amostras Iniciais
- Produção Amostra
- Certificado de aprovação da produção peça (PSW – *Part Submission Warrant*)

Resumidamente o PPAP é dividido em quatro fases distintas. A primeira fase serve para que o cliente verifique que o fornecedor contratado tem capacidade de produzir a

cadência que este comprou, ou seja, se o cliente comprou uma cadência de, por exemplo, mil peças por dia, nesta fase ele será capaz de comprovar que o fornecedor é realmente capaz de produzir as mil peças por dia. Na segunda fase, o cliente averigua a qualidade das peças produzidas independentemente de a cadência vendida ser alcançada. Na terceira fase pretende-se que o fornecedor seja capaz de produzir as peças à cadência vendida e que estas cumpram os requisitos/especificações indicadas pelo cliente. Na última fase o cliente comprova que o fornecedor é capaz de responder, com peças de elevada qualidade, à maior necessidade diária do projeto. As quatro fases são geralmente acompanhadas por auditorias do cliente no fornecedor e são realizados ajustes, quer nas especificações da peça, quer na cadência que foi inicialmente prevista. Durante o estágio teve influência direta na industrialização de mais de quarenta projetos, sendo que em,praticamente todos foi necessário:

- Analisar o contrato vendido pelo departamento comercial e realizar o planeamento interno e externo das várias etapas do projeto até à data SOP;
- Realizar o diagrama de fluxo dos processos necessários à realização da peça final, bem como os materiais e meios produtivos;
- Reunir com os vários departamentos (técnico, produção, logística, manutenção) com o objetivo de prever possíveis falhas/problemas que poderão ocorrer nos processos quando o projeto entrar em produção série;
- Analisar orçamentos e adjudicar a conceção dos meios produtivos (ferramentas/ moldes) e meios de controlo necessários à produção das peças;
- Controlar, realizar e enviar ao cliente toda a documentação técnica necessária;
- Acompanhar todos os ensaios produtivos (estampagem e/ou soldadura);
- Medir, ensaiar e enviar ao cliente as amostras iniciais produzidas através todos os meios produtivos definitivos;
- Facultar ao departamento de qualidade e de produção, toda a informação adquirida.

Após a aprovação do PPAP por parte do cliente e a passagem de informação aos restantes departamentos, o projeto entra em produção série e a responsabilidade deixa de ser tutela do chefe de projeto.

5.2. Contribuições dadas ao longo do estágio profissional

Durante o período de estágio na empresa além das tarefas realizadas no âmbito das funções de chefe de projeto, foram oferecidas contribuições para problemas que foram surgindo. De entre elas salientam-se três contribuições onde em duas esteve patente a minha formação académica na área de materiais.

5.2.1. P – FMEA (Análise Modal de Falhas e Efeitos)

A primeira contribuição foi realizada em conjunto com um antigo aluno do Departamento de Engenharia de Materiais e Cerâmica, da Universidade de Aveiro, onde nos propusemos a otimizar o PFMEA da empresa. O objetivo principal seria que ao preencher os vários campos do PFMEA, num ficheiro Excel, fosse devolvido um diagrama de Pareto automaticamente. O diagrama de Pareto é um elemento obrigatório de um PFMEA, para todos os clientes da Epedal, onde é facilmente perceptível a gama de RPN's (*Risk Priority Number*).

Com esta otimização reduziu-se tempo e quantidade de erros gerados pela geração manual do diagrama.

5.2.2. Fissuração de tubos

Em meados de Setembro de 2014, ocorreu um problema de fissuração de material durante o processo de encabeçamento. O tubo é cortado durante a primeira operação e na segunda o tubo é conformado por aplicação de pressão e é dada a forma de rosca. A fissura era gerada durante a conformação (Figura 42).

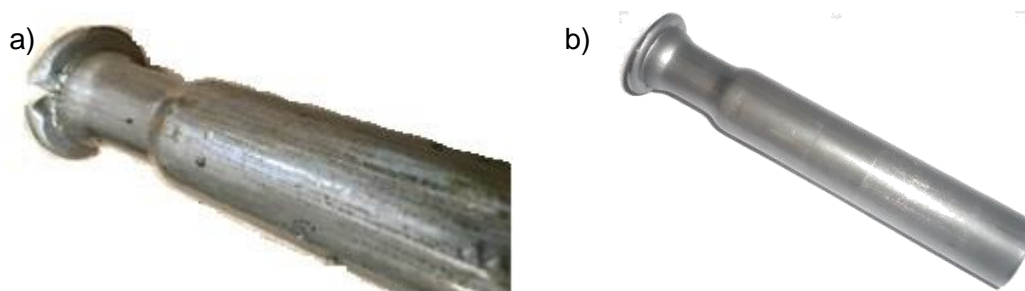


Figura 42. Tubo (a) com fissura e (b) sem fissura.

O processo estava em produção série na Epedal desde Dezembro de 2013 sem nunca apresentar o problema descrito. Após a análise dos certificados de matéria-prima dos vários lotes recebidos, verificou-se que apesar de todos os valores estarem enquadrados com a exigência das normas associadas, o teor em carbono dos lotes que geravam as fissuras era superior a 0,20%, em peso, enquanto nos lotes anteriores ao problema o teor em carbono rondava os valores de 0,178%, em peso. Este aumento no teor de carbono gerava nos lotes um aumento da tensão de cedência e da tensão de rotura em cerca de 10MPa e uma redução do alongamento de 4%. Esta diferença de

valores era suficiente para que o material não suportasse a deformação e fissurasse. Após entrarmos em contacto com o fornecedor de aço, foi exigido que o teor em carbono não ultrapassasse os 0,2% em peso, o problema de fissuração reduziu de 10% para os 4%.

Em Maio de 2015 apareceu um problema semelhante noutro processo de conformação de tubo. Neste caso a fissura não era visível a olho nu, e apenas se notou quando houve a fissura completa de um anel.

A partir do momento em que o problema foi detetado, fez-se uma análise de modo a perceber desde quando este problema ocorria. Uma vez mais analisaram-se os certificados de matéria-prima anteriores e verificaram-se a presença de um excesso de elementos de liga que diminuía a ductilidade do material devido à elevada concentração de precipitados. No entanto verificaram-se que mesmo o material dos lotes dentro das especificações exigidas pela norma fissuravam e começaram-se a ensaiar métodos que evitassem a ocorrência das mesmas. A solução passou por aumentar o raio do anel na conformação, permitindo que o material fosse capaz de deformar sem rotura.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

A realização deste trabalho permitiu concluir que o problema de soldadura que serviu de motivação para a realização deste estágio se deveu principalmente à geometria inadequada das protuberâncias e à falta de combinação adequada de pressão utilizada durante o processo de soldadura dos componentes, com a corrente elétrica utilizada. Com os parâmetros de soldadura utilizados até então na empresa resultavam peças aleatoriamente bem e mal soldadas. Comprovou-se que este facto se devia à falta de centragem das protuberâncias cónicas de topo arredondado.

Verificou-se que os topos das protuberâncias tal como produzidas não estavam centrados com a base circular das mesmas. Após a aplicação de pressão (2,5 bar, 4,5 bar e 6,0 bar) resultam áreas de contacto entre as quatro protuberâncias da chapa e o bloco de 5,09 mm², 11,66 mm² e 19,76 mm², respetivamente. As pressões efetivas de contato foram obtidas após calibração da força aplicada com uma célula de carga. Conclui-se que no início da aplicação da corrente a tensão compressiva de contacto (1,07, 1,39 e 1,87 GPa) diminui com o aumento da pressão aplicada pela máquina, pois há maior deformação plástica da protuberância. Verificou-se também que as áreas de cada protuberância também não são iguais entre si, o que indica que durante a sua produção não se garantiu uma altura uniforme das mesmas.

Através da análise microestrutural da zona termicamente afetada (ZTA) foi possível observar que as amostras produzidas com menor densidade de corrente apresentam maior teor em martensite, enquanto as amostras produzidas com densidade de corrente de 3,77 kA/mm² e 6,88 kA/mm² possuem mais austenite residual. A área da ZTA e o comprimento da união destas duas amostras são também as únicas que obedecem aos critérios mínimos do cliente das peças. Os perfis de microdureza mostram que estas duas amostras, tal como as restantes têm maior dureza nas zonas termicamente afetadas. As duas melhores amostras têm no entanto valores máximos na zona de fusão menores (~250 HV0.2) do que as restantes (~350 HV0.2), indicando que estas últimas terão uma soldadura mais frágil.

Os ensaios de arrancamento mostraram que apenas as duas amostras com densidade de corrente de 3,77 kA/mm² e 6,88 kA/mm² obedecem inteiramente aos critérios de qualidade do cliente, incluindo a área da ZTA e comprimento máximo da zona soldada, o que não acontece com os parâmetros atuais da empresa.

Chegou-se então à conclusão final que a causa da falta de qualidade das peças soldadas ocorrida na Epedal estaria relacionada com a combinação inadequada de pressão de contacto e intensidade de corrente que resultariam em valores demasiado

baixos de densidade de corrente. A geometria não uniforme das protuberâncias origina também densidades de corrente diferentes em cada protuberância, o que poderá resultar em protuberâncias com uma boa união com o bloco e outras sem qualquer transferência de material, numa mesma peça, agravando ainda mais o problema.

Desta forma recomendou-se à empresa a correção da ferramenta de estampar, por forma a proporcionar uma uniformização das protuberâncias, evitando-se a falta de centragem e a diferença de alturas nas protuberâncias. Identificou-se como densidade de corrente mínima para a obtenção de uma boa soldadura o valor de $3,77 \text{ kA/mm}^2$, que pode ser conseguido com uma intensidade de corrente de 35 kA para um valor de pressão mínima de 2,5bar. Esta poderá ser aumentada para garantir a deformação completa da protuberância, mas garantindo sempre o valor mínimo da densidade de corrente.

Em termos pessoais este estágio serviu de prova que a ciência e Engenharia de Materiais tem uma elevada importância em contexto empresarial, por dar resposta a um problema real e com um elevado custo para a empresa uma vez que o mesmo ocorreu já em fase de produção em série. Serviu igualmente para conhecer e interagir com um ambiente de trabalho diário e de elevado rigor como é a indústria automóvel. Salientar que no fim do estágio foi-me proposto pela empresa a hipótese de ficar e prosseguir a minha carreira profissional como chefe de projeto.

BIBLIOGRAFIA

- [1] “EPEDAL S.A., Componentes Metálicos.” [Online]. sitio: www.epedal.pt.
- [2] IAPMEI (Instituto de Apoio às Pequenas e Médias. Empresas e ao Investimento), “Estudo diagnóstico do setor automóvel”, 2005.
- [3] ACAP (Associação do Comércio Automóvel de Portugal), “Estatísticas do sector automóvel”, 2010.
- [4] AFIA (Associação de Fabricantes para a industria automóvel), “Estatísticas da Industria de componentes para automóveis”, 2011.
- [5] M. F. Ashby and D. R. H. Jones, *Engineering materials 1, An introduction to their properties and applications*, 2th editio. 1996.
- [6] ASM international, “High-Strength Low-Alloy Steels,” *Alloying: Understanding the basics*, 2001, pp. 193–202.
- [7] M. Takahashi, “Development of High Strength Steels for Automobiles,” *Nippon steel technical report*, no. 88, pp. 2–7, 2003.
- [8] D. A. Skobir, “High-strength low-alloy (HSLA) steels”, vol. 45, no. 4, pp. 295–301, 2011.
- [9] W. D. Callister, *Fundamentals of materials science and engineering*, Fifth edit. 2001.
- [10] ASM committe, *ASM Metals Handbook Volume 9 Metallography and microstructures*, 9th ed. 1985.
- [11] R. J. Fruehan., *The Making, Shaping and Treating of Steel.*, 11th ed. 1998.
- [12] ASM committe, *ASM Metals Handbook Volume 3 Alloy Phase Diagrams*. 1992.
- [13] C. Zhang, Z. Xia, Z. Yang, and Z. Liu, “Influence of Prior Austenite Deformation and Non-Metallic Inclusions on Ferrite Formation in Low-Carbon Steels”, *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 17, no. 6, pp. 36–42, 2010.
- [14] G. R. Ebrahimi and M. Javdani, “Effect of Thermo-Mechanical Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Microalloyed Steels”, 2010.
- [15] J. Min, J. Lin, and Y. Min, “Effect of thermo-mechanical process on the microstructure and secondary-deformation behavior of 22MnB5 steels”, *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 6, pp. 818–825, 2013.
- [16] H. Yi, Z. Liu, G. Wang, and D. Wu, “Development of Ti-Microalloyed 600 MPa Hot Rolled High Strength Steel”, *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 17, no. 12, pp. 54–58, 2010.

- [17] Prof. Dr. Hardy Mohrbacher, "Principal effects of Mo in HSLA steels and cross effects with microalloying elements", International Seminar in Applications of Mo in Steels, Pequim, China, 2010.
- [18] N. Wolańska, A. K. Lis, and J. Lis, "Microstructure investigation of low carbon steel after hot deformation", *Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, vol. 20, pp. 291–294, 2007.
- [19] C. Wang, M. Wang, J. Shi, W. Hui, and H. Dong, "Effect of Microstructure Refinement on the Strength and Toughness of Low Alloy Martensitic Steel", *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 23, no. 5, pp. 659–664, 2007.
- [20] A. Bakkaloğlu, "Effect of processing parameters on the microstructure and properties of an Nb microalloyed steel", *Mater. Lett.*, vol. 56, pp. 200–209, 2002.
- [21] L. L. Teoh, "Thermo-mechanical processing and microstructure of microalloyed steel bar and wire rod products", *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 48, pp. 475–481, 1995.
- [22] M. Militzer, E. B. Hawbolt, and T. R. Meadowcroft, "Microstructural Model for Hot Strip Rolling of High-Strength Low-Alloy Steels", *Metallurgical and Materials Transactions A* vol. 31, 2000.
- [23] M. Zhao, K. Yang, and Y. Shan, "The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel", *Materials Science and Engineering*, vol. 335, pp. 14–20, 2002.
- [24] W. Wang, W. Yan, L. Zhu, P. Hu, Y. Shan, and K. Yang, "Relation among rolling parameters, microstructures and mechanical properties in an acicular ferrite pipeline steel," *Mater. Des.*, vol. 30, no. 9, pp. 3436–3443, 2009.
- [25] Prof.B.C.Ray, "A Development Study of Microalloyed Steel (HSLA) Through Experimental Exploration", *Tese da Universidade de Rourkela*, 2012.
- [26] K.-E. Hensger and G. Flemming, "Recent Developments in Compact Strip Production of Nb-Microalloyed Steels" , *Tese da Universidade de Rourkela*, 2012.
- [27] Y. Li, D. N. Crowther, M. J. W. Green, P. S. Mitchell, and T. N. Baker, "The Effect of Vanadium and Niobium on the Properties and Microstructure of the Intercritically Reheated Coarse Grained Heat Affected Zone in Low Carbon", *ISI International*, vol. 41, no. 1, pp. 46–55, 2001.
- [28] J. Santos and L. Quintino, *Processos de Soldadura*, 2ª Edição. 1989.
- [29] D. Özyürek, "An effect of weld current and weld atmosphere on the resistance spot weldability of 304L austenitic stainless steel", *Mater. Des.*, vol. 29, no. 3, pp. 597–603, 2008.
- [30] Z. Han, J. Orozco, J. Indacochea, and C. Chen, "Resistance spot welding: a heat transfer study," *Aws.Org*.

- [31] ISQ (Instituto Soldadura e Qualidade), “Fundamentals of Welding, Part VII Joining & Assembly Processes”, ISQ, 2010
- [32] H. Zhang and J. Senkara, *Resistance Welding: Fundamentals and applications*, Taylor & Francis, 2006.
- [33] C. Y. Ho and T. K. Chu, “Electrical resistivity and thermal conductivity of nine selected AISI stainless steels - Center for Information and Numerical Data Analysis and Synthesis,” *Distribution*, p. 15, 1977.
- [34] AWS (American Welding Society) [Online] sitio: <http://www.aws.org/>. [acedido: 13-Mar-2015].
- [35] Rautaruukki Corporation., “Resistance Welding Manual,” *Rukki Met.*
- [36] Kobe Steel LTD, “Kobelco welding handbook,” 2012.
- [37] E. Standard, “Norma europeia: Produtos planos laminados a quente de aços de alto limite de elasticidade para enformação a frio – Parte 1: Condições gerais de fornecimento,” *EN 10346*, 2009.
- [38] “Norma europeia: Sistema de designação de aços,” *EN 10027-1*, no. October, 2005.
- [39] “Resistance Projection Welding Design , Computation , Process Reliability,” *Norma volkswagen 01103-1*, 2010.
- [40] “Norma Portuguesa: Produtos Laminados a quente de aços de alto limite de elasticidade para enformação a frio - Parte 1: Condições gerais de fornecimento,” *EN 10149-2*, 1995.