

**STEPHANIE LABABDE CURY**

**Investigação da microestrutura formada na solda ponto da chapa de aço  
com camada superficial “Galvannealed” (Zn-Fe)**

**SÃO PAULO  
2007**

X

**STEPHANIE LABABDE CURY**

**INVESTIGAÇÃO DA MICROESTRUTURA FORMADA NA SOLDA  
PONTO DA CHAPA DE AÇO COM CAMADA SUPERFICIAL  
“GALVANNEALED” (Zn-Fe)**

**SÃO PAULO**  
**2007**

**STEPHANIE LABABDE CURY**

**INVESTIGAÇÃO DA MICROESTRUTURA FORMADA NA SOLDA  
PONTO DA CHAPA DE AÇO COM CAMADA SUPERFICIAL  
“GALVANNEALED” (Zn-Fe)**

Trabalho de Formatura apresentado ao  
Departamento de Engenharia Metalúrgica e  
de Materiais da Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo.

Área de concentração: Engenharia  
Metalúrgica

Orientador: Prof. Dr. Helio Goldenstein

**SÃO PAULO**  
**2007**

**Cury, Stephanie Lababde**

**INVESTIGAÇÃO DA MICROESTRUTURA FORMADA NA SOLDA PONTO  
DA CHAPA DE AÇO COM CAMADA SUPERFICIAL GALVANNEALED (Zn-  
Fe).**

**São Paulo, 2007.**

**Trabalho de Formatura – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.  
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.**

**1. Investigação da microestrutura formada na solda ponto. I Universidade de São  
Paulo. ESCOLA POLITÉCNICA. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de  
Materiais. II. t**

## AGRADECIMENTOS

**Primeiramente à minha família, minha mãe e minha avó, por serem minha inspiração e por me apoiar em todos os momentos.**

**Ao meu namorado, Bruno, não só pelo apoio como pela ajuda.**

**Ao meu chefe, Mauro Paraíso, por me fornecer todos os meios necessários para a realização deste trabalho.**

**A toda a equipe do laboratório da Mercedes-Benz do Brasil pela prontidão e ajuda sempre que necessário.**

**Ao meu orientador, Helio Goldenstein, pela paciência e compreensão.**

**Aos meus amigos, que estiveram sempre ao meu lado.**

## RESUMO

### INVESTIGAÇÃO DA MICROESTRUTURA FORMADA NA SOLDA PONTO DA CHAPA DE AÇO COM CAMADA SUPERFICIAL “GALVANNEALED” (Zn-Fe)

O objetivo deste trabalho é investigar a microestrutura formada na região termicamente afetada na solda ponto de uma chapa de aço IF com camada superficial a base de uma liga de Zn-Fe obtida pelo processo Galvannealed. Para isso foram feitos teste de caracterização da chapa, como análise química, peso de camada, testes de pintura e corrosão entre outros, é importante frisar que todos os testes seguiram as respectivas normas. Os resultados obtidos comparados aos resultados de caracterização de duas outras chapas que tem mesma aplicação. Uma delas é a chapa de aço com camada superficial de Zn puro feito pelo processo de galvanização a fogo. A outra chapa de aço também tem camada de Zn puro, entretanto, é obtida pelo processo de eletrogalvanização, além de passar por um tratamento de pré-fosfatização. Com estes resultados e os ensaios de solda ponto foi possível constatar que a diferença na composição química das chapas pode ser a causa do crescimento anormal na situação descrita.

Palavras-chave: Processo “Galvannealed”. Solda ponto. Crescimento anormal. Chapa de aço GA.

## ABSTRACT

### **INVESTIGATION OF THE MICROSTRUCTURE FORMED AFTER SPOT WELDING ON GALVANNEALED COATED STEEL PLATE**

The goal of this study is to investigate the microstructure formed at the thermally affected region after the spot welding on Galvannealed coated IF steel plate. For that characterization tests have been made on the plate, such as chemical analysis, coating test, scab corrosion among others, it is important to state that all the tests have followed its standards. As the results were obtained, they were compared to the characterization results of two others plates, which have the same application in automobile industry. One of these plates is the hot dip zinc coated steel plate and the other one is the eletrogalvanized pre-phosphated coated steel plate. With these results and those from spot welding tests it is possible to imply that the chemical composition could be the cause of the abnormal growth in this situation.

**Keywords:** Galvannealed process. Spot welding. Abnormal growth. GA steel plate.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Processo de galvanização a fogo Galvannealed.....	7
Figura 2: (a) Processo annealed contínuo. (b) Seção de entrada. (c) Zonas de aquecimento, alimentação e resfriamento.....	9
Figura 3: Processo de eletrogalvanização.....	11
Figura 4: Esquema do princípio de funcionamento da solda ponto.....	12
Figura 5: Esquema das resistências elétricas na solda ponto.....	13
Figura 6: Relação entre a resistência de contato, a pressão e a condição de superfície da peça.....	14
Figura 7: Dois exemplos de circuitos derivados.....	15
Figura 8: Efeito do desgaste do eletrodo.....	17
Figura 9: Diâmetro do eletrodo na soldagem de materiais de espessura ou condutibilidade diferentes.....	18
Figura 10: Tipos de solda ponto.....	19
Figura 11: Distribuição da temperatura na solda ponto.....	20
Figura 12: Distribuição de temperatura de um aço-carbono durante a formação de um ponto.....	21
Figura 13: Variação do rendimento da solda em função do tempo.....	22
Figura 14: Alguns tipos de eletrodos de solda ponto.....	23
Figura 15: Esquema de uma estrutura bruta de solidificação.....	30
Figura 16: Esquema da amostra onde foi feita a microtureza. 1, 2 e 3 representam os lugares onde foi medida a microtureza.....	42
Figura 17: Chapa GA sem ataque. Aumento de 500X.....	43
Figura 18: Chapa GI sem ataque. Aumento de 500X.....	44
Figura 19: Chapa EGP sem ataque. Aumento de 500X.....	44
Figura 20: Detalhe da chapa EGP sem ataque. Aumento de 1600X.....	45
Figura 21: Chapa GA atacada. Aumento de 500X.....	45
Figura 22: Detalhe da foto anterior. Aumento de 2500X. MEV.....	46
Figura 23: Chapa GI atacada. Aumento 500X.....	46
Figura 24: Chapa EGP atacada. Aumento de 500X.....	47

Figura 25: Solda ponto A6 nas chapas 1mm (GA, a de cima) e 1,1mm (GI, a de baixo), utilizando o programa de solda 6.....	49
Figura 26: Detalhe da região A, evidenciando a diferença de alteração térmica entre as chapas.....	49
Figura 27: Detalhe micrográfico do núcleo da chapa revestida com GA. Aumento 100X. Tamanho de grão de 7 a 8 conforme ASTM.....	50
Figura 28: Detalhe micrográfico da região termicamente afetada da chapa revestida com GA. Aumento 100X. Tamanho de grão de 4 a 5 conforme ASTM.....	50
Figura 29: Detalhe micrográfico do núcleo da chapa revestida com GI. Aumento 100X. Tamanho de grão de 8 a 9 conforme ASTM.....	51
Figura 30: Detalhe micrográfico da região termicamente afetada da chapa revestida com GI. Aumento 100X. Tamanho de grão de 7 a 8 conforme ASTM.....	51
Figura 31: Solda ponto B1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,25mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 1.....	52
Figura 32: Solda ponto C1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,5mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 1.....	52
Figura 33: Solda ponto C9 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,5mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 9.....	53
Figura 34: Solda ponto D1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,7mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 1.....	53
Figura 35: Solda ponto D2 nas chapas 1mm (GA – a de cima) e 1,7mm (GI – a de baixo), utilizando o programa de solda 2.....	54
Figura 36: Solda ponto D4 nas chapas 1mm (GA – a de cima) e 1,7mm (GI – a de baixo), utilizando o programa de solda 4.....	54
Figura 37: Solda ponto D9 na chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,7mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 9.....	55
Figura 38: Solda ponto E1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,2mm (EGP – a de cima), utilizando o programa de solda 1.....	55
Figura 39: Diagrama de fases Fe-C.....	58
Figura 40: Curva TTT de aço com 0,15%C.....	59
Figura 41: Chapa zincada GA apresentando corrosão apenas na região do corte.....	60
Figura 42: Chapa zincada EGP apresentando corrosão apenas na região do corte.....	60

Figura 43: Chapa zincada GI apresentando corrosão apenas na região de corte.....	61
--	----

## LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1: Programa 1 da solda ponto, sendo o tempo representado em ciclos.....	66
Gráfico 2: Programa 2 da solda ponto. Tempo representado em ciclos.....	67
Gráfico 3: Programa 4 da solda ponto. Tempo em ciclos.....	68
Gráfico 4: Programa 6 da solda ponto. Tempo em ciclos.....	69
Gráfico 5: Programa de solda ponto número 9. Tempo em ciclos.....	70

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química esperada para a chapa de aço utilizada nos ensaios.....	35
Tabela 2 – Valores esperados do teste de tração para as chapas GA, GI e EGP.....	36
Tabela 3 – Análise química das chapas GA, GI e EGP.....	39
Tabela 4 – Peso de camada das chapas GA e GI.....	40
Tabela 5 – LE, LR e alongamento das chapas GA, GI e EGP.....	41
Tabela 6 – Embutimento das chapas GA, GI e EGP.....	42
Tabela 7 – Resultados do ensaio de microdureza.....	42
Tabela 8 – Programas de solda que conseguiram soldar a chapa GA com outras chapas.....	48
Tabela 9 – Valores das lentalhas de solda calculadas e medidas.....	56

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

DBL	Daimler Benz (Norma Mercedes-Benz)
DIN	Deutsches Institut für Normung
EGP	Chapa de aço com camada superficial Zn puro obtida por processo de eletrogalvanização seguido de pré-fosfatização
GA	Chapa de aço com camada superficial Zn-Fe obtida pelo processo Galvannealed
GI	Chapa de aço com camada superficial Zn puro
IF	Aço interstitial-free
ISO	International Organization for Standardization
NBR	Norma Brasileira

## SUMÁRIO

<b>Introdução.....</b>	<b>1</b>
<b>1. Revisão Bibliográfica.....</b>	<b>2</b>
<b>1.1. Aplicações.....</b>	<b>2</b>
<b>1.2. Processo de Galvanização.....</b>	<b>2</b>
<b>1.2.1. Resistência à corrosão.....</b>	<b>3</b>
<b>1.2.2. Processo de Zincagem a fogo e zincagem a fogo</b>	
<b>Galvannealed em chapas de aço.....</b>	<b>4</b>
<b>1.2.3. Processo de Eletrogalvanização em chapas de aço.....</b>	<b>10</b>
<b>1.3. Solda ponto.....</b>	<b>11</b>
<b>1.3.1. Princípio.....</b>	<b>11</b>
<b>1.3.2. Resistências elétricas na soldagem por resistência.....</b>	<b>12</b>
<b>1.3.3. Resistência elétrica de contato.....</b>	<b>13</b>
<b>1.3.4. Circuitos derivados.....</b>	<b>15</b>
<b>1.3.5. Diâmetro do eletrodo.....</b>	<b>16</b>
<b>1.3.6. Efeito do desgaste do eletrodo.....</b>	<b>16</b>
<b>1.3.7. Soldagem de peças com espessuras diferentes ou materiais dissimilares.....</b>	<b>17</b>
<b>1.3.8. Tipos de solda ponto.....</b>	<b>18</b>
<b>1.3.9. Ciclos de soldagem por resistência.....</b>	<b>19</b>
<b>1.3.10. Distribuição da temperatura no ciclo de soldagem...20</b>	
<b>1.3.11. Eletrodos.....</b>	<b>22</b>
<b>1.4. Nucleação.....</b>	<b>23</b>
<b>1.4.1. Nucleação em solidificação.....</b>	<b>23</b>
<b>1.4.1.1. Nucleação heterogênea.....</b>	<b>24</b>
<b>1.4.2. Solidificação de ligas.....</b>	<b>25</b>
<b>1.4.2.1. Partição de soluto.....</b>	<b>25</b>
<b>1.4.2.2. Super-resfriamento constitucional.....</b>	<b>28</b>
<b>1.4.3. Estrutura bruta de solidificação.....</b>	<b>29</b>
<b>1.4.3.1. Tamanho de grão e macroestrutura bruta de solidificação.....</b>	<b>29</b>
<b>1.5. Crescimento anormal.....</b>	<b>33</b>

1.6. Influência de elementos na liga de aço.....	33
<b>2. Materiais e Métodos.....</b>	<b>35</b>
2.1. Ensaio de análise química.....	35
2.2. Ensaio de peso de camada.....	35
2.3. Ensaios mecânicos.....	36
<b>2.3.1. Ensaio de tração.....</b>	<b>36</b>
<b>2.3.2. Ensaio de embutimento.....</b>	<b>36</b>
<b>2.3.3. Ensaio de dobramento.....</b>	<b>37</b>
<b>2.3.4. Ensaio de microdureza.....</b>	<b>37</b>
2.4. Metalografia qualitativa.....	37
2.5. Ensaio de solda ponto.....	38
2.6. Ensaio de scab corrosion.....	38
<b>3. Resultados e discussão.....</b>	<b>39</b>
3.1. Ensaio de análise química.....	39
3.2. Ensaio de peso de camada.....	40
3.3. Ensaios mecânicos.....	41
<b>3.3.1. Ensaio de tração.....</b>	<b>41</b>
<b>3.3.2. Ensaio de embutimento.....</b>	<b>41</b>
<b>3.3.3. Ensaio de dobramento.....</b>	<b>42</b>
<b>3.3.4. Ensaio de microdureza.....</b>	<b>42</b>
3.4. Caracterização microestrutural.....	43
3.5. Ensaio de solda ponto.....	48
3.6. Ensaio de scab corrosion.....	59
<b>4. Conclusão.....</b>	<b>62</b>
<b>Referências.....</b>	<b>63</b>
<b>Apêndice A – Programas de solda.....</b>	<b>65</b>

## Introdução

Este trabalho iniciou-se como uma caracterização da chapa zincada a fogo com camada Zn-Fe. Entretanto no desenrolar dos ensaios foi verificado um comportamento inesperado: a microestrutura resultante da solda ponto na região termicamente afetada da chapa GA (chapa galvanizada a fogo com revestimento Zn-Fe).

Dessa forma, o atual e principal objetivo deste trabalho é investigar a microestrutura formada na área termicamente afetada pela solda ponto da chapa de aço com tratamento superficial "Galvannealed".

Em segundo plano temos o trabalho de caracterização da chapa para analisar a sua possível aplicação na cabina de caminhões.

As técnicas e metodologias utilizadas para a realização deste trabalho foram:

- Ensaio de análise química;
- Ensaio de peso de camada;
- Ensaios mecânicos;
- Ensaio metalográfico;
- Ensaio de solda ponto;
- Ensaio de "scab corrosion".

## 1. Revisão Bibliográfica

### 1.1 Aplicações

Os produtos galvanizados a fogo são revestidos em ambos os lados por uma camada protetora que pode ser de zinco puro com cristais minimizados ou uma liga Zn-Fe obtida através de tratamentos térmicos severamente controlados<sup>[1]</sup>.

Estas chapas apresentam excelente aspecto superficial, sendo adequadas para aplicações com grande exigência de qualidade, como por exemplo, na indústria automobilística, de autopeças e de utilidades domésticas, aplicações estas em que são utilizados com pintura. Soma-se a isso o fato de este produto possuir excelente resistência à corrosão e boas características de estampabilidade, podendo ser utilizado em peças componentes que exigem grau de estampagem extraprofunda e partes críticas. Estas chapas também podem ser aplicadas na construção civil com ou sem pintura.

### 1.2 Processo de Galvanização

Galvanização é um processo para melhorar a resistência à corrosão do aço pela aplicação da camada de zinco. Esta técnica é aplicada a produtos de quase todas as formas e tamanhos, como chapas de aço, trocadores de calor, tanques de água quente, ar condicionado doméstico entre outros<sup>[2]</sup>. Entretanto a maior parte de sua produção vai para a indústria automobilística, tanto para chapas expostas como para chapas não expostas.

O zinco metálico é aplicado ao aço por três diferentes processos: galvanização a fogo, eletrogalvanização e "spray" de zinco<sup>[3]</sup>. A maior parte da produção passa pelo processo a fogo, sendo que eletrogalvanização é o segundo processo mais utilizado, apesar deste último ter crescido consideravelmente nos últimos anos.

### 1.2.1 Resistência à corrosão

O uso do zinco é único através dos métodos para proteção do aço contra corrosão. A camada de zinco tem principalmente dois propósitos. O primeiro é a proteção da chapa de aço contra ataque corrosivo na atmosfera, agindo como uma barreira protetora contínua entre o aço e a atmosfera. Já o segundo uso consiste no fato de o zinco atuar como um metal de sacrifício, ou seja, enquanto é corroído por outros elementos protege a chapa, mesmo quando parte dela está exposta<sup>[4]</sup>.

O zinco tem esta habilidade, porque é eletroquimicamente mais ativo que o ferro. Esta natureza dupla do zinco também é aproveitada com algumas camadas de ligas de zinco/alumínio. Mas ainda assim a camada de zinco oferece melhor proteção<sup>[4]</sup>.

Sendo que a maioria das camadas age apenas como uma barreira, rápidos ataques acontecem assim que ocorre a exposição do metal. À distância em que a proteção de zinco é efetiva depende do ambiente em que está inserida. Quando completamente e continuamente molhada, especialmente por um forte eletrólito, por exemplo, água do mar, relativamente grandes áreas de aço exposto serão protegidos contanto que se tenha zinco. Ao ar, quando o eletrólito é apenas superficial ou descontínuo, por exemplo, água da chuva, áreas pequenas do aço exposto são protegidas. A ordem de magnitude nominal deste poder de lançamento está por volta de 3,2mm. Apesar de que isso pode variar bastante com o tipo de atmosfera. Mesmo assim, partes galvanizadas expostas por anos continuam sem oxidar, e os dois motivos principais para isso são a proteção feita pelo zinco e a relativa estabilidade do filme de carbonato de zinco que se forma na superfície do zinco, reduzindo a taxa de corrosão em sua camada<sup>[4]</sup>.

O tempo de vida de uma camada de zinco em um aço depende das condições de exposição e da espessura da camada. Embora o processo usado para aplicar a camada de zinco geralmente não afeta seu tempo de vida, experiências mostram que a resistência à corrosão de camadas galvanizadas em campo não podem ser precisamente previstas pelos testes de laboratório. Fatores ambientais como contaminantes atmosféricos, sulfatos, cloretos etc, e o tempo em que a chapa

ficou molhada tem grande influência no tempo de vida de uma chapa de aço galvanizada. Em áreas poluídas, como regiões industriais, por exemplo, a proteção normal de carbonato de zinco tende a se converter em um sulfato solúvel que é lavado pela chuva, expondo o zinco a mais ataques e acelerando a corrosão<sup>[4]</sup>.

### **1.2.2 Processo de Zincagem a fogo e zincagem a fogo “Galvannealed” em chapas de aço**

A galvanização a quente é um processo em que uma camada aderente e protetiva de zinco ou liga zinco-ferro é depositada na superfície da chapa de aço por imersão em um banho de zinco fundido. A maioria dos aços com superfície de zinco (aços zincados) passam pelo processo de galvanização a quente<sup>[5]</sup>.

Um método de galvanização a quente é o da batelada, em que é usado para a fabricação de peças de aço estruturais ou canos de aço. Este processo envolve a limpeza das peças de aço, aplicando um fluxo às superfícies e imergindo-as em um banho de zinco fundido em espaços de tempo variáveis para desenvolver uma superfície grossa de zinco ligado<sup>[4]</sup>.

A forma mais comum de galvanização a quente para chapas de aço é feita em uma linha contínua de galvanização. Chapa preta é alimentada a partir de desbobinadeiras. A chapa é, então, limpa, recozida e passada pelo banho de zinco. Após deixar este banho, a espessura da camada é controlada por uma faca de ar ou por rolos de aço. A chapa é então resfriada e rebobinada ou cortada em placas<sup>[5]</sup>. O processo de galvanização a quente geralmente cobre ambos os lados da chapa. Entretanto, folhas de aço galvanizado podem ser cobertas pela camada de zinco em apenas um lado para usos especiais, como em peças expostas na indústria automotiva, pelo uso de técnicas especiais de camada. É difícil encontrar chapas com apenas um lado galvanizado que tenham passado pelo processo de galvanização a quente. Linhas contínuas de galvanização devem ser especialmente modificadas para produzir o produto com apenas camada protetora de um lado<sup>[4]</sup>.

Uma galvanização a quente típica produzida pelo processo em batelada consiste em uma série de camadas. Iniciando-se com o aço base no chão da camada, cada camada a seguir terá uma proporção maior de zinco que a anterior,

até obter-se a última camada que contém praticamente zinco puro. Dessa forma, existe uma transição gradual através de séries de ligas de ferro-zinco que proporcionam uma ligação poderosa entre a base do metal e a camada. A estrutura da camada (o número e a extensão de camadas ligadas) e sua espessura dependem da composição e da condição física do aço que está sendo tratado, assim como o número de variáveis controladas na galvanização<sup>[4]</sup>.

A razão da espessura total das camadas de liga com aquela do zinco externo é afetada pela variação do tempo de imersão e da velocidade de retirada de trabalho do banho de zinco fundido. A taxa de resfriamento do aço após a retirada é um outro fator a ser considerado, rápido resfriamento leva a um formato de lantejoula de tamanho pequeno<sup>[4]</sup>.

Processos de galvanização de chapas de operação contínua geralmente inibem a formação de camadas de ligas pela adição de 0,1 a 0,2%Al ao banho, isso aumenta a ductilidade da camada, enquanto produz uma chapa com camada mais amena para fabricação. Outros elementos podem ser adicionados ao banho de galvanização para melhorar as características e a aparência da camada. Chumbo e antimônio aumentam a melhor definição dos efeitos de lantejoula<sup>[4]</sup>.

Durante a galvanização por batelada, a porção de liga zinco-ferro da camada irá representar de 50 a 60% da espessura total da camada. Entretanto, certas combinações de elementos podem resultar em uma camada que é completamente ou quase completamente ligada. Visualmente a camada de liga zinco-ferro terá uma aparência cinza fosca, devido à ausência da camada de zinco puro. A camada de zinco puro impõe uma finalização brilhante típica de uma camada galvanizada. Devido à maior porcentagem de uma liga de zinco-ferro presente na camada, o tipo de liga na camada pode ter uma aderência menor que a camada galvanizada normal<sup>[4]</sup>.

A resistência à corrosão da camada zinco-ferro e zinco puro é igual para todos os propósitos práticos. Aços contêm carbono abaixo de 0,25%, fósforo abaixo de 0,05% e manganês abaixo de 1,35% (tanto individualmente como combinados) irão geralmente desenvolver uma camada galvanizada normal quando é utilizada a técnica convencional de galvanização e quando a quantidade de silício está entre 0,15% e 0,30% ou menos de 0,05%. Fabricantes e consumidores devem estar cientes que a aparência cinza fosca pode ocorrer em um banho de galvanização se

a quantia de silício exceder 0,06%. Esse aparência fosca não reduz a proteção à corrosão atmosférica à longo prazo da camada galvanizada<sup>[4]</sup>.

Camadas galvanizadas em produtos em chapas que serão pintados recebem freqüentemente tratamentos que farão a lantejoula menos óbvia para que não seja visto através da pintura. A lantejoula chata sem relaxação (lantejoula comprimida) pode ser obtida por pequenas adições de antimônio ao banho fundido, tamanho de grão menores (lantejoulas minimizadas) podem ser produzidos pela técnica de spray do zinco fundido com poeira de zinco, vapor, ar ou água logo antes de congelar. Grãos mais refinados (menores) são menos visíveis através da pintura e tem menor e mais estreitas fraturas ou dobramentos, geralmente permitindo que a pintura preencha os espaços e proporcione uma maior proteção<sup>[4]</sup>.

A chapa de aço galvanizado pode ser laminada para aplinar as irregularidades da superfície, como impurezas e contorno de grão, fornecendo uma superfície mais plana e adequada para pintura onde é necessária uma superfície crítica. No moinho de galvanização, a chapa de aço galvanizada pode passar por um tratamento térmico após ser coberta com a camada, isso converte todo o zinco puro em liga zinco-ferro, que fornece uma superfície sem lantejoulas que é mais adequada para pintura. Esta pode ser pintada sem pré-tratamento (mas não sem todas as pinturas). Como um benefício adicionado, não há lantejoula que apareça através da pintura. Entretanto a camada de liga zinco-ferro é um pouco frágil e tende a virar pó se na fabricação for severamente arqueada, entortada<sup>[4]</sup>.

Os requerimentos gerais para esses produtos cobertos nessas especificações são descritos na norma DIN EN 10142. Inclusa nesta especificação estão os requerimentos do teste de dobramento, mas não estão inclusas aquelas para qualidade estrutural das chapas. A seguir temos o processo “Galvannealed”.

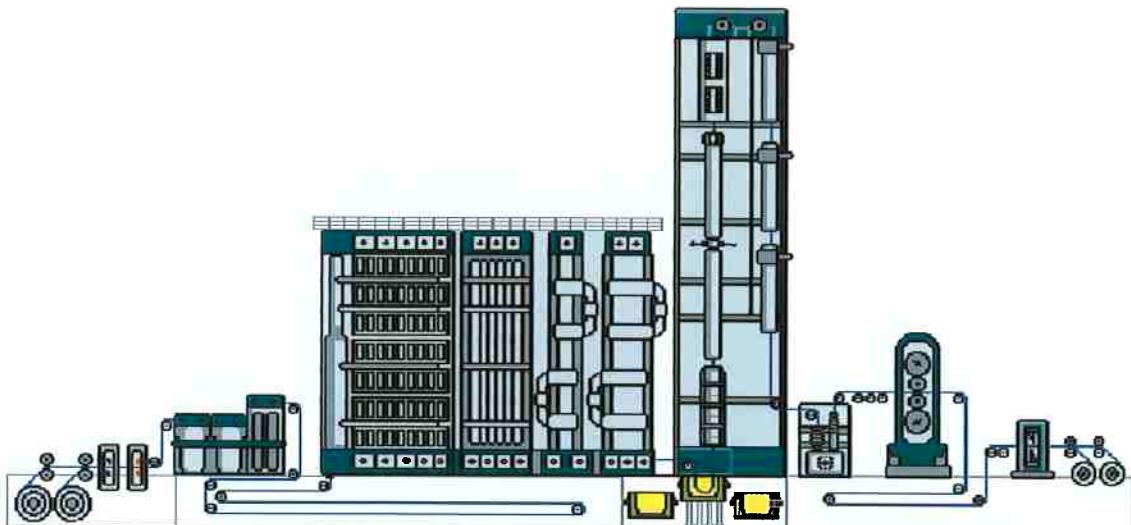


Figura 1: Processo de galvanização a quente "Galvannealed"<sup>[5]</sup>.

A grande diferença no processo de zincação comum e o processo "Galvannealed" é a passagem pelo forno que realiza o processo de recozimento. Descrito a seguir.

### Recozimento

Existem dois processos de recozimento, o primeiro é o por batelada e o segundo é o contínuo. Ambos serão apresentados, já que o primeiro foi a base da criação do segundo, que é o utilizado na produção da chapa GA<sup>[3]</sup>.

### Recozimento por batelada

A têmpera de bobinas pesando de 10 a 30 toneladas é necessariamente uma operação que consome muito tempo. Aquecimentos e resfriamentos típicos estão na ordem de 2 a 3 dias, respectivamente, para que a taxa de mudança de temperatura seja de aproximadamente 12°C/h durante o aquecimento e 8°C/h durante o resfriamento. Conseqüentemente o tempo total do processo é de aproximadamente 5 dias. Devido ao considerável capital, manutenção e custos de energia associados a estas operações de calor, a otimização de aquecimento e resfriamento para melhorar a capacidade produtiva dessas unidades é um assunto extremamente relevante<sup>[3]</sup>.

O mecanismo principal associado ao recozimento por batelada é a recristalização, que elimina a tensão de endurecimento introduzida nas operações anteriores de laminação. Uma vez iniciado, a temperaturas de 600 a 650°C, leva apenas alguns minutos para se espalhar pelo material e substituir a estrutura de grão aplinado pela laminação por grãos equiaxiais, sem tensões. Embora precipitado grosso e solução particulada e reprecipitação também ocorram, elas não são particularmente importantes para a maioria das qualidades<sup>[3]</sup>.

### Recozimento contínuo

Com a necessidade cada vez maior de processos contínuos, o recozimento por batelada é gradualmente substituído pelo recozimento contínuo. A principal vantagem deste processo é o aumento considerável na uniformidade do produto ao longo da largura da bobina dada. Isso é extremamente importante, já que as tolerâncias e a faixa de variação permitida para as propriedades são reduzidas como um resultado da automatização crescente dos processos de formabilidade. Devido aos muitos processos de curto tempo envolvidos (ao invés de 2 minutos, 5 dias, por exemplo), as taxas de aquecimento e resfriamento são muito mais altas (15°C/s). Tempos desprezíveis de alimentação são requeridos a temperaturas máximas de 700 a 800°C, que são significativamente mais altas que as do processo por batelada. Para produtos de qualidade, as taxas de temperatura de aquecimento e resfriamento não são de importância crítica. Por contraste, para "drawing grades" de qualidade como aços IF à base de nióbio e titânio, os parâmetros do processo devem ser mais uma vez cuidadosamente ajustados para a compatibilidade com a química particular empregada. Para esses aços, a textura favorecida dos componentes são {554}x225 e {112}x112 e, para pequenas extensões, {111}x110. Amarrando o carbono e o nitrogênio presente na forma de carbonitretos e eliminando a tensão, baixos limites de escoamento são obtidos, que leva a um alto trabalho inicial de taxa de dureza. Estes associados aos altos valores de R que seguem pela presença da textura descrita acima, são responsáveis pelas excelentes propriedades de estampabilidade desses aços<sup>[3]</sup>. A seguir temos um esquema do processo de recozimento:

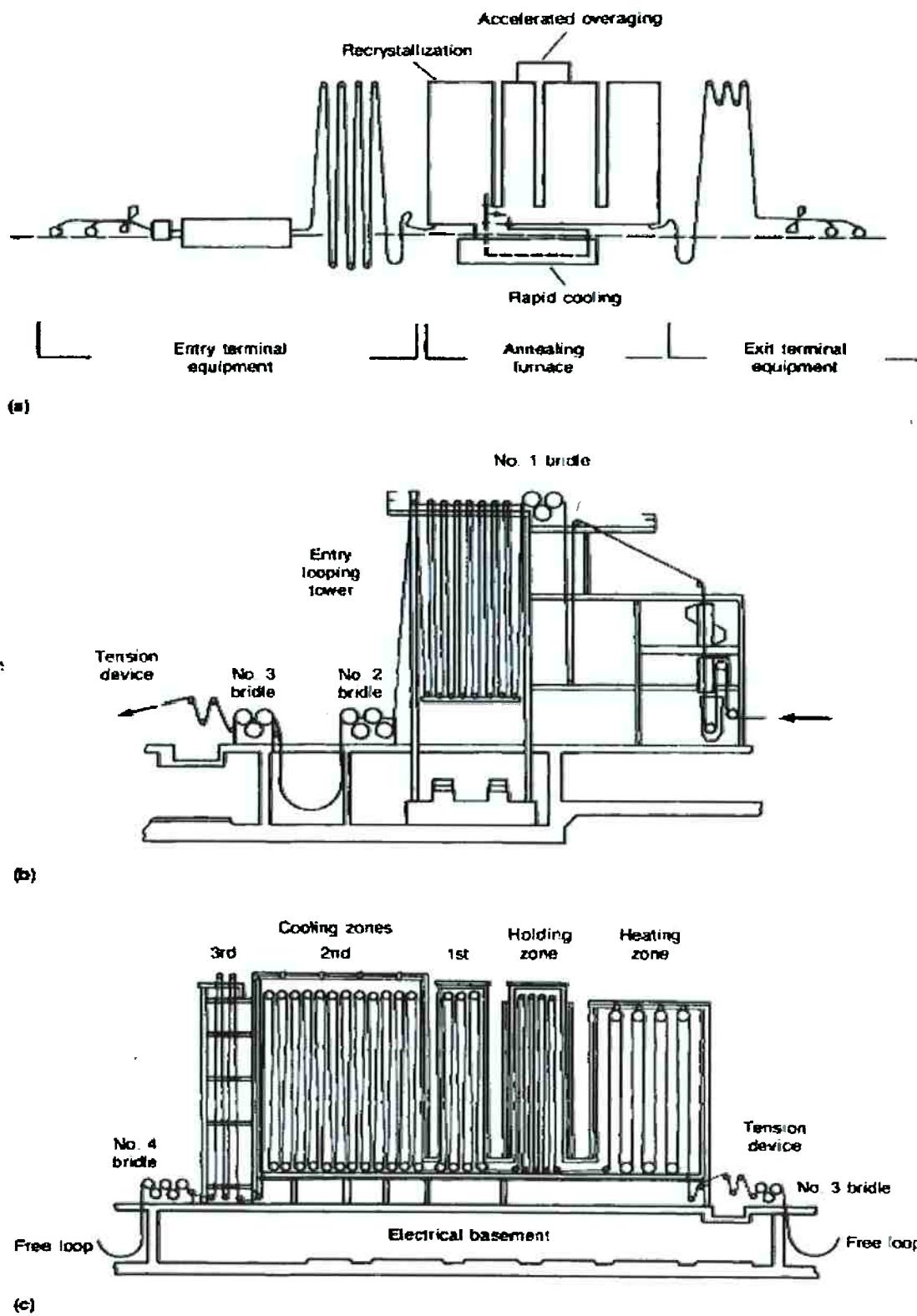


Figura 2: (a) Processo de recocimento contínuo. (b) Seção de entrada. (c) Zonas de aquecimento, alimentação e resfriamento<sup>[3]</sup>.

### 1.2.3 Processo de eletrogalvanização em chapas de aço

Camadas de zinco muito finas que são ideais para estampagem profunda ou pintura podem ser obtidas por eletrogalvanização de chapas de aço. Zinco é eletrodepositado em uma variedade de produtos: chapas, fios e, em alguns casos, canos. A eletrogalvanização da chapa e do fio em forma de anel produz uma camada fina e uniforme de zinco puro com excelente aderência. A camada é aplainada, preparada para pintura pela fosfatização, e livre das lantejoulas características da galvanização a quente. A eletrogalvanização pode ser feita quando é necessária uma boa finalização da superfície. A aparência da camada pode variar com aditivos e tratamentos especiais no banho<sup>[4]</sup>.

Camadas de zinco eletrogalvanizadas são mais simples estruturalmente que camadas galvanizadas a quente. Elas são compostas de zinco puro, tem estrutura homogênea e são altamente aderentes. Essas camadas geralmente não são espessas como as produzidas por galvanização a quente. A camada eletrogalvanizada pode pesar até 100g/m<sup>2</sup> e pode ser aplicada a um ou ambos os lados da chapa. As faixas normais de peso da camada são listadas nas especificações ASTM A 591 e A 879. A espessura da camada listada na ASTM A 591 é tipicamente usada quando a aplicação não coloca a chapa de aço em condições muito corrosivas, ou quando a chapa é utilizada para pintura. Para condições mais severas de corrosão, como a necessidade de proteger carros de estradas de sal e com umidade retida, camadas mais pesadas listadas em A 879 são utilizadas. Esses pesos de camadas são aplicados às chapas de aço usadas na carroceria de carros<sup>[4]</sup>.

Zinco eletrodepositado tem aderência ao aço tão boa quanto qualquer camada metálica. Devido à excelente adesão do zinco eletrodepositado, anéis eletrogalvanizados de chapas de aço e fios tem boas propriedades de trabalho e a camada se mantém intacta após deformações severas. Uma boa adesão depende de conformação física muito próxima da camada com base metálica. Dessa forma, um cuidado particular deve ser tomado durante a limpeza inicial. Eletro deposição também suporta meios de aplicação de camadas zincadas a partes terminadas que não podem ser pré-submersas. É especialmente útil onde a temperatura de processamento alta puder afetar essa parte terminada. Uma vantagem da

eletrodeposição é que pode ser feita a frio e assim não mudar as propriedades mecânicas do aço. A seguir temos um esquema da linha de eletrogalvanização<sup>[4]</sup>.

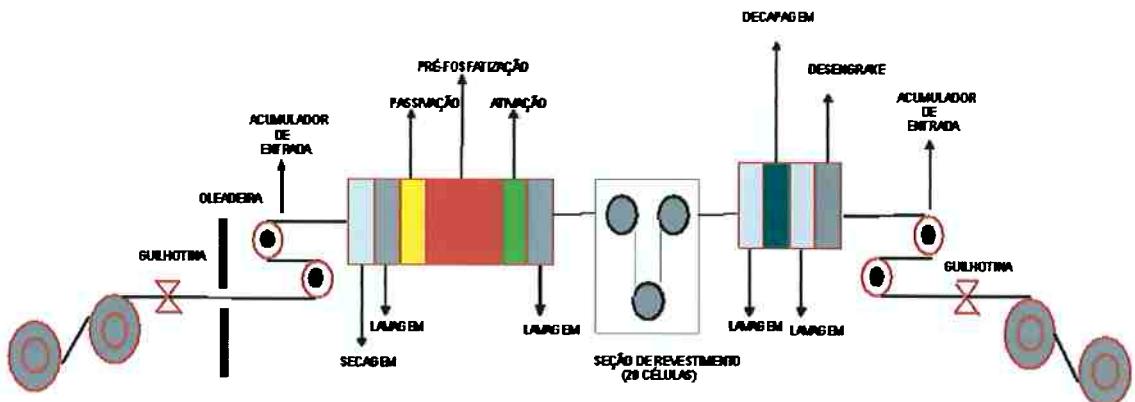


Figura 3: Processo de eletrogalvanização<sup>[5]</sup>.

### 1.3 Solda Ponto

Durante a passagem de corrente na solda ponto, ocorre uma microfusão na região que recebe a maior quantidade de energia<sup>[6]</sup>. Para entender melhor este tipo de solda é apresentada a seguir a teoria de solda ponto.

#### 1.3.1 Princípio

Solda ponto é um tipo de soldagem por resistência. O princípio de funcionamento consiste em unir duas peças através de geração de calor, devido à passagem de corrente elétrica, e de aplicação de pressão<sup>[7]</sup>. Durante este processo as peças são aquecidas ocorrendo uma fusão localizada no ponto de contato na superfície de separação entre ambas, como mostra o esquema abaixo:

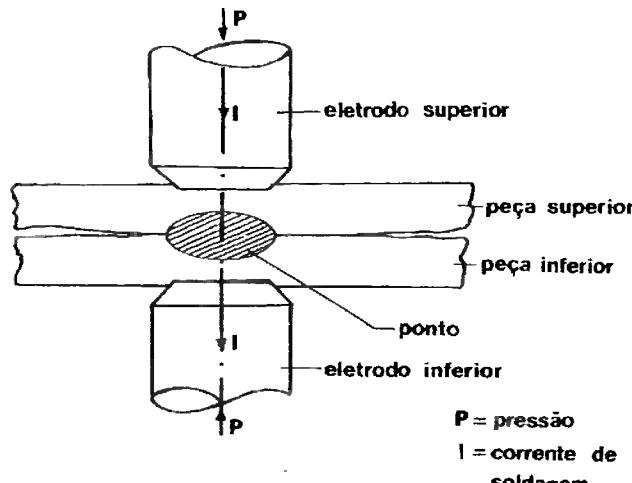


Figura 4.1 — Esquema do princípio de funcionamento da soldagem por resistência. Observa-se que a ligação entre as peças é o resultado de um fusão localizada. Por simplicidade, utilizou-se a soldagem a ponto para ilustrar o processo de ligação na soldagem por resistência

Figura 4: Esquema do princípio de funcionamento da solda ponto<sup>[7]</sup>.

Como mencionado anteriormente a geração de calor ocorre devido à resistência do conjunto à passagem de corrente. Este conjunto é composto de resistência de contato eletrodo/peça e peça/peça<sup>[7]</sup>.

A energia térmica total gerada durante este processo de soldagem é calculada pela lei de Joule:

$$Q = \frac{1}{J} \int_0^t I^2 R_T dt \quad (1)$$

Onde:  $J = 4,185 \text{ J}$

$I$  = corrente de soldagem (A)

$R_T$  = conjunto de resistência elétrica ( $\Omega$ )

$dt$  = intervalo de tempo de passagem da corrente (s)

### 1.3.2 Resistências elétricas na soldagem por resistência

As resistências elétricas neste tipo de soldagem, mesmo as provenientes de circuitos secundários, são importantes, visto que se têm elevadas correntes de soldagem<sup>[7]</sup>. Quando as peças a serem soldadas estão unidas mecanicamente por pressão, devido aos eletrodos, podemos considerar a resistência entre os eletrodos como um conjunto de cinco resistências elétricas, como mostra a figura seguinte:

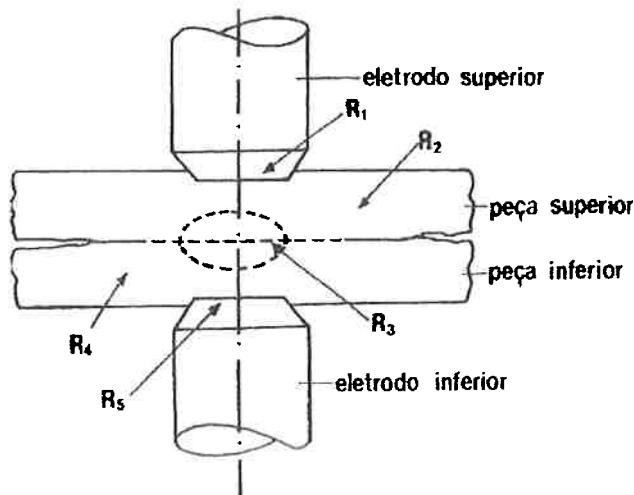


Figura 5: Esquema das resistências elétricas na solda ponto<sup>[7]</sup>.

E a resistência total é dada pela soma das resistências parciais:

$$R_T = R_1 + R_2 + R_3 + R_4 + R_5 \quad (2)$$

De todas as resistências analisadas,  $R_3$  é a mais importante, já que é o local onde se forma o ponto que recebe o calor suficiente para que ocorra a fusão localizada. As resistências  $R_1$  e  $R_5$  são importantes apenas quando se pretende soldar um metal com baixa resistividade elétrica. Já as resistências  $R_2$  e  $R_4$  adquirem importância apenas nos estágios finais, não sendo relevantes no início da soldagem. Em suma, as resistências de contato tem papel mais importante na geração de calor, durante o processo, que as resistências das peças a serem soldadas<sup>[7]</sup>.

### 1.3.3 Resistência elétrica de contato

Grandes valores de resistência nas superfícies de contato são decorrentes da existência de filme de óxido não condutor na superfície da peça. O valor das resistências de contato estão no intervalo de 50 a 100 mW, com exceção do alumínio, cuja resistência é de 20 mW<sup>[7]</sup>. Existe uma relação entre a resistência de

contato, a pressão no eletrodo e a condição da superfície da peça a ser soldada, que é apresentado a seguir:

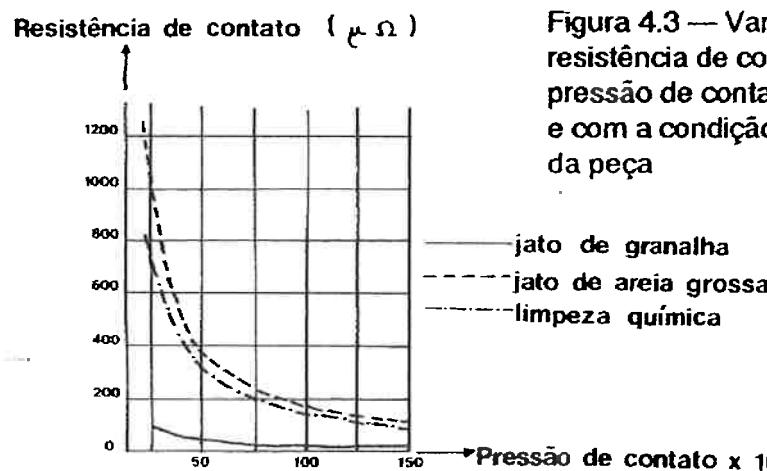


Figura 4.3 — Variação da resistência de contato com a pressão de contato do eletrodo e com a condição da superfície da peça

Figura 6: Relação entre a resistência de contato, a pressão e a condição de superfície<sup>[7]</sup>.

A seguir temos uma equação que indica o valor da resistência de contato, no intervalo de pressão ( $0,8Y > P \geq 0,3Y$ ), obtido a partir de estudos e corrigido com experimentos:

$$R = \frac{0,85 \rho \sqrt{Y}}{\sqrt{\pi n C_p}} \quad (3)$$

Onde: R = resistência de contato ( $\mu\Omega$ )

$\rho$  = resistividade elétrica dos materiais em contato ( $\Omega\text{m}$ )

n = número de pontos por unidade de área

$C_p$  = porcentagem da área metálica condutora em contato;  
característica do estado superficial das peças em contato

Y = limite de escoamento ( $\text{kgf/cm}^2$ )

Para valores próximos do limite de escoamento, ou ainda acima dele, a equação acima é válida, pois a condutibilidade aumenta de forma aproximadamente linear com a pressão. O alumínio continua sendo uma exceção em relação ao uso desta equação, uma explicação possível para isso é o óxido formado na superfície destas chapas<sup>[7]</sup>.

Outro aspecto importante e que deve ser ressaltado é variação da resistência com a temperatura, apresentada a seguir:

$$R = k_1 e^{-k_2(T-30)} + k_3 \quad (4)$$

Onde: R = resistência de contato ( $\mu\Omega$ )

T = temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ )

$k_i$  = constantes para cada material

### 1.3.4 Circuitos derivados

Se a resistência de contato entre duas peças é muito grande, uma parte da corrente é desviada para outro percurso, cuja resistência é menor, gerando circuitos derivados, como mostra a figura a seguir<sup>[7]</sup>:

(a) solda por pontos

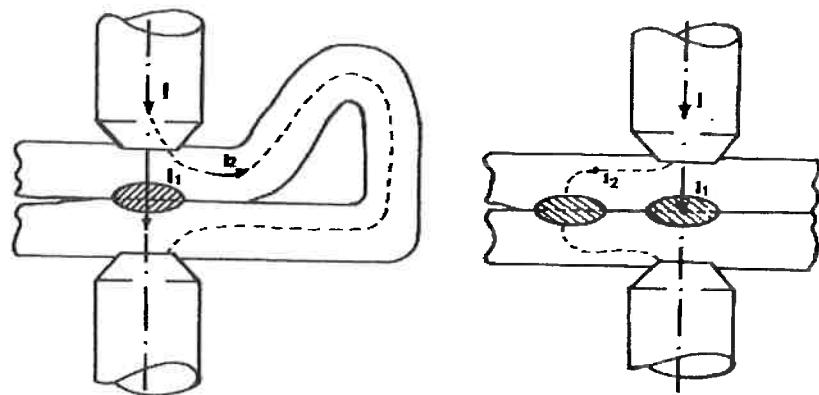


Figura 7: Dois exemplos de circuitos derivados<sup>[7]</sup>.

Uma forma de se evitar ou minimizar este fenômeno é realizando a definição de um espaçamento mínimo entre dois pontos. Caso essa saída não seja possível a corrente é aumentada para diminuir as perdas<sup>[7]</sup>.

### 1.3.5 Diâmetro do eletrodo

Geralmente considera-se que a face de contato do eletrodo com a peça deve ser cerca de 1,6 mm maior que o diâmetro do ponto de solda<sup>[7]</sup>. Este é calculado pelas seguintes relações:

$$d = 5 \sqrt{S} \quad (5)$$

$$\text{ou } d = 2,5 + 2S \quad (6)$$

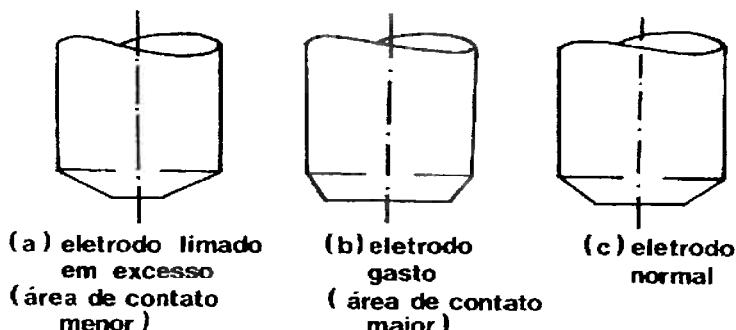
Onde:  $d$  = diâmetro do ponto (mm)

$S$  = espessura da chapa (mm)

Ambas as equações mostradas fornecem resultados semelhantes, a não ser que as chapas em questão sejam muito finas ou muito grossas. Caso contrário os valores calculados podem ser muito diferentes e, nesse caso, usa-se somente a primeira equação<sup>[7]</sup>.

### 1.3.6 Efeito do desgaste do eletrodo

Com o desgaste na ponta do eletrodo, ocorre um aumento na área de contato, por outro lado, se ocorrer recuperação da ponta, pode ocorrer uma diminuição na área de contato. Em ambos os casos temos perdas no processo. No primeiro, temos diminuição da densidade superficial de corrente, que diminui o rendimento do processo. Já no segundo, ocorre um aumento na densidade superficial de corrente, levando a um sobreaquecimento do eletrodo e diminuindo sua vida<sup>[7]</sup>. A figura a seguir mostra eletrodos normal, gasto e limado em excesso:



**Figura 4.6 — Efeito do desgaste do eletrodo na superfície de contato**

**Figura 8: Efeito do desgaste do eletrodo<sup>[7]</sup>.**

### **1.3.7 Soldagem de peças com espessuras diferentes ou materiais dissimilares**

As fórmulas que determinam o diâmetro do eletrodo supõem que ambas as peças a serem soldadas tenham a mesma espessura ou mesmo material. Neste caso, o calor produzido nas peças é igual ao calor cedido para ambas. Quando temos peças de espessuras diferentes ou peças de materiais diferentes, tal suposição é inválida. Para esta nova situação utilizam-se eletrodos de diâmetros diferentes<sup>[7]</sup>.

Quando se tem espessuras diferentes, mas mesmo material, o eletrodo menor deve ser colocado em contato com a peça mais fina. Para peças com condutibilidade diferentes, mas com mesma espessura, o eletrodo menor deve ficar em contato com a peça de maior condutibilidade<sup>[7]</sup>. Um exemplo disso é apresentado a seguir:

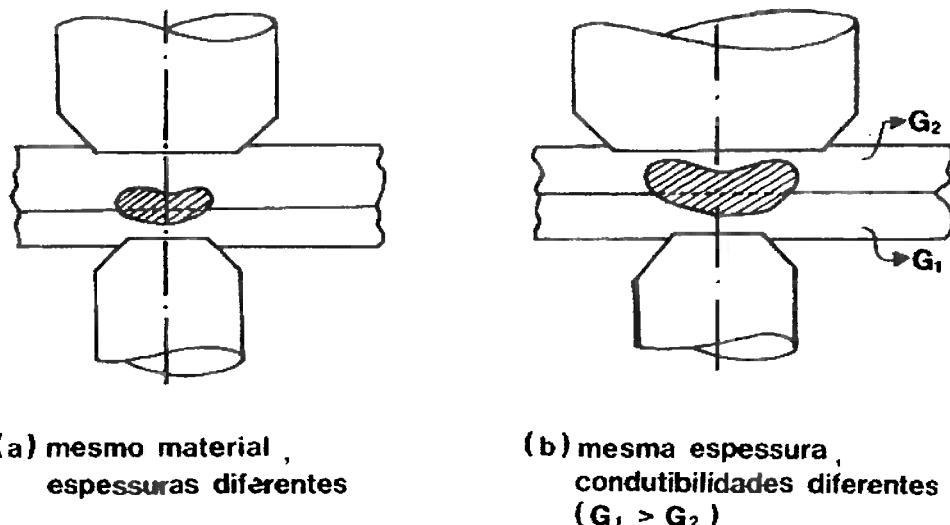


Figura 9: Diâmetro do eletrodo na soldagem de materiais de espessura ou condutibilidade diferentes<sup>[7]</sup>.

Para calcular as áreas de contato a seguinte relação é utilizada:

$$\frac{G_1 A_1}{e_1} = \frac{G_2 A_2}{e_2} = \quad (7)$$

Onde:  $G_1, G_2 \dots$  = condutibilidade elétrica das peças

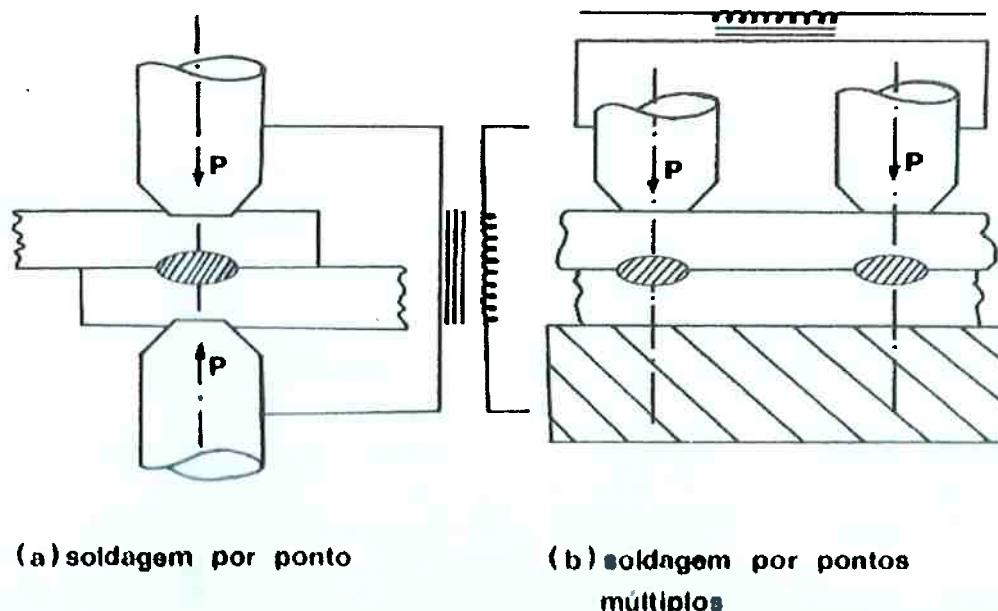
$A_1, A_2 \dots$  = área de contato dos eletrodos

$e_1, e_2 \dots$  = espessura das peças

Quando temos materiais diferentes e de espessuras diferentes, é necessário saber os problemas metalúrgicos resultantes da mistura dos dois materiais fundidos. Um exemplo, é a soldagem de um aço inoxidável com um aço-carbono, neste caso, evita-se a fusão de um dos materiais<sup>[7]</sup>.

### 1.3.8 Tipos de solda ponto

A solda ponto pode ser simples ou múltipla. A figura a seguir mostra estes dois tipos de solda ponto:

Figura 10: Tipos de solda ponto<sup>[7]</sup>.

### 1.3.9 Ciclos de soldagem por resistência

Cada tipo de material, dimensão e processo de soldagem exige um tipo diferente de ciclo<sup>[8]</sup>.

No caso da solda ponto é necessário seguir uma sequência, que irá variar de produto para produto. Uma sequência convencional inicia-se com uma pré-pressão, que é o tempo necessário para os eletrodos atingirem a peça. Em seguida é necessário estabilizar esta força, que é a pressão de solda, medida em kgf. A soldagem em si é a passagem de corrente entre os eletrodos por um determinado tempo, gerando energia térmica suficiente para formação do ponto de solda. Após a soldagem tem-se a pós-pressão, que é o tempo necessário para o resfriamento do ponto e, consequente, abertura dos eletrodos<sup>[8]</sup>.

O tempo necessário para realização de todas essas etapas é medido em ciclos, na solda ponto cada ciclo tem 17ms<sup>[8]</sup>.

O número de ciclos para cada ponto de solda irá variar com o tipo de material e suas dimensões<sup>[8]</sup>.

### 1.3.10 Distribuição da temperatura no ciclo de soldagem

Existem diferentes programas de solda ponto de seqüências bem diversificadas. Assim o conhecimento da distribuição de temperatura na peça e no eletrodo é muito importante<sup>[7]</sup>. A figura a seguir mostra a distribuição de temperatura na solda ponto:

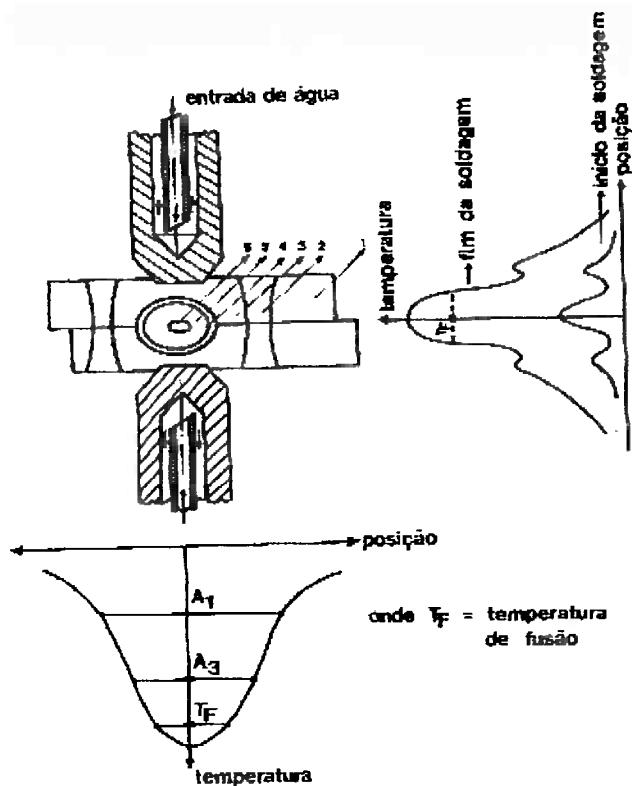


Figura 4.18 — Distribuição da temperatura em uma soldagem por ponto. A distribuição (a) é no plano que passa no centro dos eletrodos; a distribuição (b) é no plano que passa pela superfície de contato entre as chapas.

Nas regiões enumeradas na figura acima temos que cada uma representa um tipo de transformação metalúrgica:

Região 1 – metal base, região não afetada<sup>[7]</sup>.

Região 2 – zona onde se forma ferrita e austenita no aquecimento, podendo resultar no resfriamento perlita e martensita, dependendo da velocidade de resfriamento e da composição química da chapa<sup>[7]</sup>.

Região 3 – estando acima de  $A_3$ , conforme a temperatura atingida, pode ocorrer homogeneização dos grãos de austenita, ou crescimento de grão. Se o metal base estiver no estado encruado pode ocorrer recristalização<sup>[7]</sup>.

Região 4 – região onde ocorrem reações no estado sólido, difusão de carbono e outros elementos, dependendo da composição química<sup>[7]</sup>.

Regiões 5 e 6 – zona fundida com a formação de grãos equiaxiais<sup>[7]</sup>.

A seguir temos uma figura que mostra a idéia quantitativa da distribuição de temperatura durante a formação de um ponto de solda de um aço-carbono<sup>[7]</sup>:

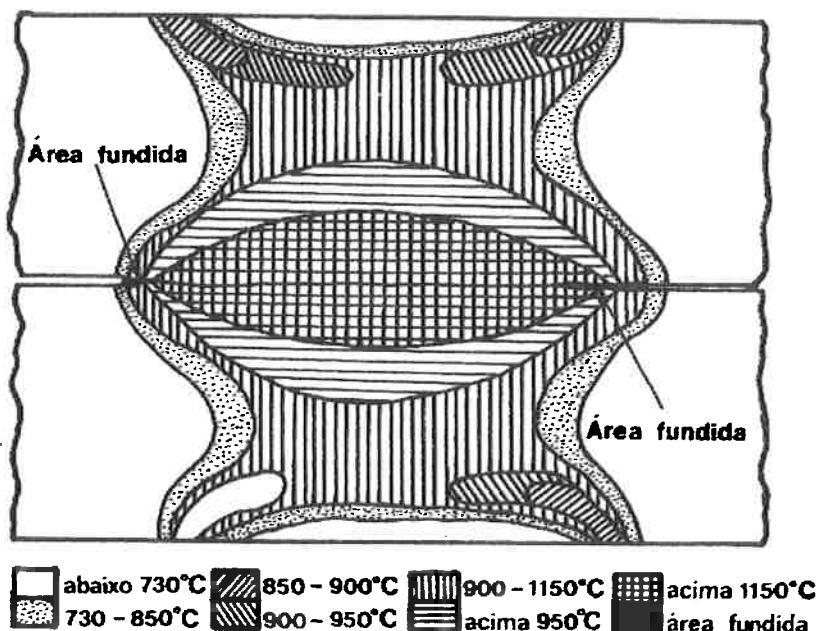
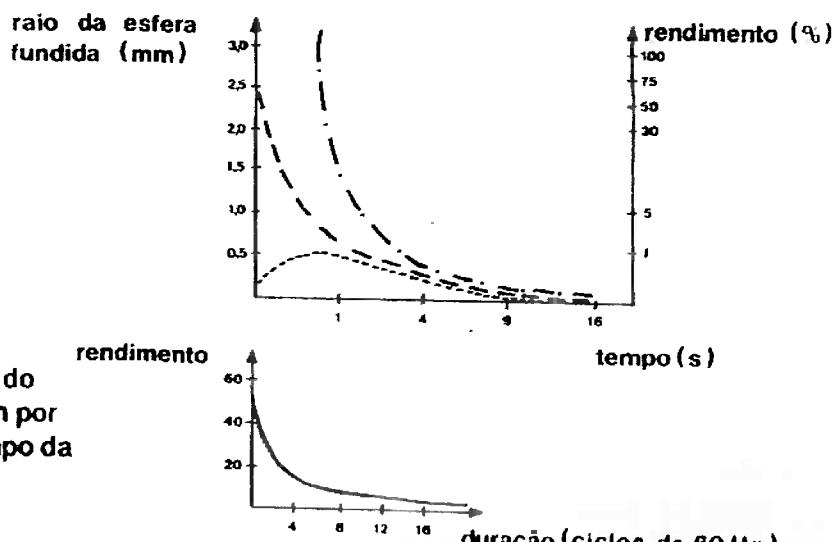


Figura 12: Distribuição de temperatura de um aço-carbono durante a formação de um ponto<sup>[7]</sup>.

Não é permitido ignorar a distribuição de temperatura nos eletrodos, que são refrigerados a água. A distância entre a extremidade do eletrodo e o final do furo de refrigeração é muito importante para que se realize seu resfriamento adequado. A refrigeração do eletrodo associada à condução de calor pelas chapas são grandes responsáveis pela diminuição do rendimento do processo<sup>[7]</sup>.

O tempo de soldagem é importante no rendimento do processo. Apesar de ser possível demonstrar que as perdas de calor são máximas no início da soldagem, temos que o valor total das perdas é proporcional à raiz quadrada do tempo de soldagem<sup>[7]</sup>. Como mostra a figura a seguir:



**Figura 4.20 — Variação do rendimento de soldagem por ponto em função do tempo da operação.**

**Figura 13: Variação do rendimento da solda em função do tempo<sup>[7]</sup>.**

O rendimento é a relação entre o volume de material realmente fundido para uma determinada quantidade de calor e o volume do material que seria fundido caso não ocorresse perda. Segundo a figura acima, deve-se utilizar tempos pequenos de soldagem para minimizar as perdas<sup>[7]</sup>.

### 1.3.11 Eletrodos

Durante a soldagem os eletrodos ficam em contato direto com a peça a ser soldada, conduzindo a corrente de soldagem, aplicando força no local e dissipando parte do calor gerado durante a soldagem. Dessa forma, o eletrodo deve ser projetado para suportar densidades de correntes entre 800 e 10000 A/cm<sup>2</sup> e pressões entre 70 e 400 Mpa sem que aconteça deformação. Para isso devem ter propriedades mecânicas elevadas, principalmente a altas temperaturas, e não devem formar liga com o metal a ser soldado<sup>[7]</sup>.

Devido aos fatores apresentados acima as ligas para os eletrodos devem ter temperatura de recocimento elevada, grande resistência à compressão e boa resistência ao atrito. Os ligas com essas características são as de cobre-cromo, cobre-cromo-zircônio, cobre-cádmio, cobre-berílio entre outras<sup>[8]</sup>.

Essas ligas passam por uma série de tratamentos, entre eles temos os tratamentos mecânicos, como trefilação e forjamento, tratamentos de solubilização,

seguidos de resfriamento rápido, e por último sofrem um tratamento de envelhecimento em temperaturas mais elevadas que as de trabalho<sup>[7]</sup>.

Existem vários tipos de eletrodos e para cada um deles há uma aplicação específica, tanto no que se refere ao metal a ser soldado como na posição em que será feita a solda<sup>[7]</sup>. A seguir temos alguns tipos de padrões de eletrodo para solda ponto:

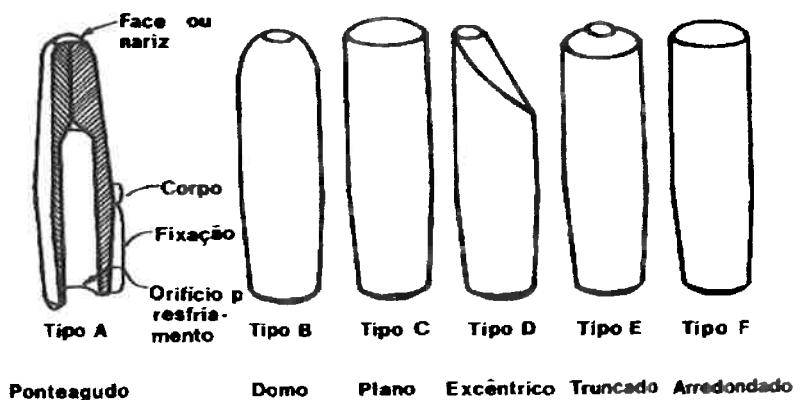


Figura 4.22 — Tipos padrões de eletrodos para a soldagem por ponto  
Figura 14: Alguns tipos de eletrodos de solda ponto<sup>[7]</sup>.

## 1.4 Nucleação

### 1.4.1 Nucleação em solidificação

Muitas das transformações de fases são processos chamados de nucleação e crescimento. A solidificação é um deles. Qualquer transformação é iniciada em pontos preferenciais e avança com um crescimento que parte destes pontos<sup>[9]</sup>.

O resfriamento chega a temperaturas menores que a de solidificação, se realmente ocorrer a solidificação. É a partir deste super-resfriamento que se observa o início da solidificação, seguido de um aquecimento até a temperatura de solidificação. Este aquecimento é resultado da liberação de calor latente do início da transformação. Ao atingir a temperatura de solidificação, esta mantém-se constante até que todo o líquido se transforme em sólido<sup>[10]</sup>.

Logo se sabe que a solidificação não é iniciada na temperatura de solidificação e sim a uma temperatura abaixo desta. A temperatura em que se inicia a transformação efetivamente depende da velocidade de resfriamento e da substância usada, ou seja, para cada velocidade de resfriamento e para cada substância usada tem-se um super-resfriamento diferente. Dessa forma é necessário que se entenda que não importam as condições, na solidificação sempre ocorrerá super-resfriamento<sup>[10]</sup>.

#### 1.4.1.1 Nucleação heterogênea

Quando consideramos que todos os locais do líquido são igualmente prováveis para a ocorrência de nucleação estamos tratando da nucleação homogênea<sup>[9]</sup>. Entretanto, na realidade se observa que existem locais onde a nucleação é mais freqüente<sup>[11]</sup>.

Esta ocorrência de nucleação preferencial é a nucleação heterogênea<sup>[11]</sup>.

O raio crítico é igual tanto para o núcleo homogêneo como para o heterogêneo no mesmo sistema. A capacidade de se dissolver uma partícula depende do raio dela, já que o número de ligações atômicas a serem quebradas para dissolução varia com o raio. Assim dois núcleos sólidos são caracterizados por terem igual solubilidade na fase líquida, logo núcleos homogêneos e heterogêneos, em um mesmo sistema, à mesma temperatura de solidificação, têm raios iguais. Dessa forma, se o raio é igual, o núcleo heterogêneo sempre tem volume menor que o homogêneo correspondente, logo em um processo de crescimento ao acaso, o núcleo heterogêneo possui maior probabilidade de ocorrer, sendo assim mais fácil a nucleação heterogênea<sup>[11]</sup>.

Diferentes substratos para nucleação têm efetividades diferentes, manifestando-se por diferentes equilíbrios de tensões superficiais e, conseqüentemente, diferentes volumes. Quanto mais o sólido molhar o substrato, menor será o volume do núcleo heterogêneo e mais provável será a nucleação. A nucleação heterogênea é uma importante técnica de controle de tamanho de grão em estruturas brutas de solidificação<sup>[11]</sup>.

Sabe-se que a superfície do substrato ocupada por um núcleo heterogêneo fica inutilizada para nova nucleação. Assim é importante que a quantidade de superfície do substrato seja tão grande quanto possível, ou seja, que o nucleante seja finamente disperso quanto pretendido, um exemplo disso são grãos finos em estruturas brutas de solidificação<sup>[11]</sup>.

### 1.4.2 Solidificação de ligas

A nucleação durante a solidificação de ligas é mais complexa que de uma substância pura, devido à probabilidade de líquido e núcleo sólido terem diferentes composições.

#### 1.4.2.1 Partição de soluto

Quando as composições de sólido e líquido, que coexistem durante a solidificação de uma liga, são diferentes, diz-se que há partição de soluto entre duas fases. Em condições de equilíbrio, a uma dada temperatura T, coexistem o sólido de composição  $C_s$  e o líquido de composição  $C_L$ . A relação  $C_s/C_L$  é o coeficiente de partição de soluto, entre sólido e líquido, em condições de equilíbrio é o coeficiente de partição de equilíbrio<sup>[11]</sup>.

Em condições reais o equilíbrio não é instantâneo e a temperatura pode variar. A velocidade de resfriamento está ligada ao tempo disponível para ocorrência de difusão, tanto no sólido, como no líquido<sup>[11]</sup>.

##### Primeiro modelo (solidificação em condições de equilíbrio)

É o modelo mais simples, uma vez que a todo o instante, durante a solidificação com temperatura decrescente, estabelece-se o equilíbrio, coexistindo o sólido e o líquido com suas composições correspondentes<sup>[11]</sup>.

A cada temperatura corresponde uma composição diferente para o sólido formado e para o líquido em equilíbrio. No equilíbrio a solidificação ocorre em um intervalo de temperaturas, é o tempo necessário para que o sólido se homogeneize, assim como o líquido. Só é possível atingir o equilíbrio para cada temperatura em velocidades de resfriamento muito baixas, ou seja, longo tempo. Condições estas que não prevalecem nos processos de solidificação comerciais<sup>[11]</sup>.

### Segundo modelo

Este modelo supõe que, em solidificação com temperatura decrescente, a cada instante forma-se o sólido com a composição prevista pelo diagrama de fases. Ou seja, o líquido que origina este sólido está sempre homogêneo<sup>[11]</sup>.

Começando com uma liga totalmente líquida, a temperaturas maiores que a liquidus, e resfriando, temos a formação de um primeiro sólido  $S_1$ , à temperatura  $T_1$ . Este primeiro sólido é mais pobre no elemento X que o inicial<sup>[11]</sup>.

Continuando o resfriamento, a uma temperatura  $T_2 < T_1$ , forma-se um sólido de composição  $S_2$  e um líquido de composição  $L_2$ . Assim, em um resfriamento contínuo, a variação de composição seria contínua e as várias camadas teriam espessura tendendo a zero. Uma camada de composição  $S_2$  depositada sobre  $S_1$  teria forma tendendo para dendrítica. A composição média do sólido formado até a temperatura  $T_2$  estaria entre  $S_1$  e  $S_2$ <sup>[11]</sup>.

Chegando a uma temperatura  $T_3$  obtemos um sólido de composição  $S_3$ . E a composição média até esta temperatura está entre  $S_1$  e  $S_3$ . É possível observar que a composição média do sólido é menor que a composição do sólido junto à interface sólido/líquido<sup>[11]</sup>.

Observando-se a composição do sólido nas dendritas, é possível admitir que este enriquece em X à medida que caminha-se para a periferia das dendritas, e que o líquido interdendrítico também se enriquece em X. O resultado final é alcançado quando a composição média do sólido for igual à composição inicial da liga, logo a uma temperatura menor que a solidus de equilíbrio. Esta situação é possível assumindo-se difusão zero e mistura perfeita<sup>[11]</sup>.

Em condições reais é possível evitar a difusão do sólido, já que há decurso de tempo no processo de solidificação. Observa-se que sempre há um resultado intermediário entre o extremo descrito e a situação de equilíbrio. A composição

média do sólido afasta-se tanto mais do equilíbrio, quanto maior é a velocidade de resfriamento, ou seja, quando há menos tempo para difusão no sólido<sup>[11]</sup>.

Assim é possível prever as diferenças entre estruturas brutas de solidificação resultantes de diferentes processos.

A solidificação termina a uma temperatura menor que a solidus de equilíbrio, dessa forma, na estrutura bruta de solidificação tem-se locais com composições que fundem a temperaturas menores. Logo qualquer reaquecimento de estruturas brutas deve ter um coeficiente de segurança, devido ao risco de fusão localizada, levando a defeitos irrecuperáveis<sup>[11]</sup>.

As estruturas brutas de solidificação que possuem heterogeneidades resultantes da solidificação em condições de não-equilíbrio, são chamadas de zonadas ou microssegregadas. A microssegregação tem consequências indesejáveis, podendo reduzi-las por meio de tratamento de homogeneização. Existem dois parâmetros da microestrutura importantes para prever a resposta a este tratamento, são eles a amplitude da microssegregação e a distância entre os pontos de concentração máxima e mínima<sup>[11]</sup>.

### Terceiro modelo

É possível realizar uma simplificação em relação ao segundo modelo, quando consideramos homogeneidade completa no líquido, ou seja, um processo de mistura muito rápido, como a convecção. Durante a solidificação deve-se sempre considerar a convecção natural, resultado de diferenças de densidade, devido a diferenças de temperatura ou de composição<sup>[11]</sup>.

Isto não prevalece em todos os pontos do líquido, mas apenas nos pontos onde o movimento é turbulento, na camada limite, onde há escoamento laminar, a mistura é dada apenas por difusão. A camada limite no líquido fica junto à interface sólido/líquido, já que é o local onde ocorre a redistribuição do soluto entre as duas fases. Esta camada sempre tem uma espessura fina, porém variável, e sua espessura depende da velocidade das correntes de convecção. Nas regiões interdendríticas, que estão distantes da frente de solidificação principal, é difícil ter convecção<sup>[11]</sup>.

Estas simplificações justificam a existência do terceiro modelo que supõe difusão zero e mistura apenas por difusão no líquido<sup>[11]</sup>.

#### 1.4.2.2 Super-resfriamento constitucional

Assumindo que a condição do terceiro modelo prevalece, e supondo que só há distribuição de soluto por difusão no líquido, neste tópico será observado o comportamento do líquido<sup>[11]</sup>.

Supondo uma solidificação à temperatura  $T_i$ , a composição do sólido formado é  $C_s$  e a do líquido próximo à interface é  $C_L$ . Longe da interface, a partir de algumas distâncias de difusão tem-se a composição original da liga  $C_0$ <sup>[11]</sup>.

Devido à diferença de composição, a temperatura do líquido próximo à interface é menor que a sua temperatura real e ambas as temperaturas são menores que a liquidus. O líquido na região da interface diz-se super-resfriado constitucionalmente, já que a variação de composição é a causa deste super-resfriamento<sup>[11]</sup>.

O gradiente decrescente de temperatura corresponde a extensão crescente da zona super-resfriada constitucionalmente. Quando tem-se um gradiente suficientemente alto não há líquido super-resfriado constitucionalmente. Se o líquido está a uma temperatura constante ou super-resfriado termicamente, ele estará totalmente super-resfriado constitucionalmente<sup>[11]</sup>.

#### Estabilidade da interface sólido/líquido em ligas

Em ligas a velocidade da interface é condicionada por difusão, ou seja, o coeficiente de transmissão de calor é sempre muito maior que o coeficiente de difusão de matéria<sup>[11]</sup>.

Em uma interface sólido/líquido plana, as linhas de isocomposição serão paralelas à interface. Em uma interface perturbada supõe-se que a perturbação propaga-se pelas linhas de isoconcentração. Assim o fluxo de difusão é maior à frente da perturbação, onde o gradiente de concentração é maior, do que à frente da interface plana. Logo a perturbação cresce com maior velocidade que a região plana, tendendo a acentuar-se, até que os efeitos de curvatura se tornem insignificantes. Dessa forma pode-se concluir que diante de um campo de difusão, a interface plana é instável, visto que qualquer perturbação, ocorrendo ao acaso, tende a acentuar-se<sup>[11]</sup>.

As condições citadas não são suficientes para garantir a subsistência de uma perturbação, pois ao contrário da solidificação de substâncias puras, a interface sólido/líquido em ligas não é necessariamente uma isotermia e, assim, uma perturbação ao avançar por um líquido super-resfriado termicamente tende a fundir<sup>[11]</sup>.

Quando há super-resfriamento constitucional, uma perturbação enxerga um líquido super-resfriado e tem condição de crescer. Dessa forma ao avançar à frente da interface plana, a perturbação se acentua já que encontra líquido super-resfriado<sup>[11]</sup>.

As instabilidades da interface são origem das microestruturas celulares de solidificação, sendo que não se ramificam. Se as perturbações se desenvolverem, instabilizando-se e começando a ramificar-se temos a formação de microestruturas dendríticas<sup>[11]</sup>.

É assim que se entende a nucleação e crescimento de sólidos a partir de líquidos na escala microscópica.

#### **1.4.3 Estrutura bruta de solidificação**

É de extrema importância o controle das estruturas brutas de solidificação. Para isso na escala da microestrutura serão somadas condições macroscópicas de transmissão de calor, de variações de volume e de movimentação de partículas ou massas maiores de sólido no líquido. As três características principais das estruturas brutas de solidificação são rechupe, tamanho de grão e macroestrutura e diversos tipos de macrosegregação<sup>[11]</sup>.

##### **1.4.3.1 Tamanho de grão e macroestrutura bruta de solidificação**

Uma macroestrutura bruta de solidificação tem três zonas bem distintas. A mais externa, que fica junto às paredes do molde, sendo a primeira a solidificar-se, é chamada de zona coquilhada e tem grãos equiaxiais, orientados ao acaso e

menores que os das outras zonas. A seguinte é chamada de zona colunar, em que os grãos são alongados na direção normal à parede do molde. E a mais interna, chamada de zona equiaxial, cujos grãos são maiores que os da zona coquihada, mas também são orientados ao acaso<sup>[12]</sup>. A seguir temos um esquema que mostra as três zonas da estrutura bruta de solidificação:

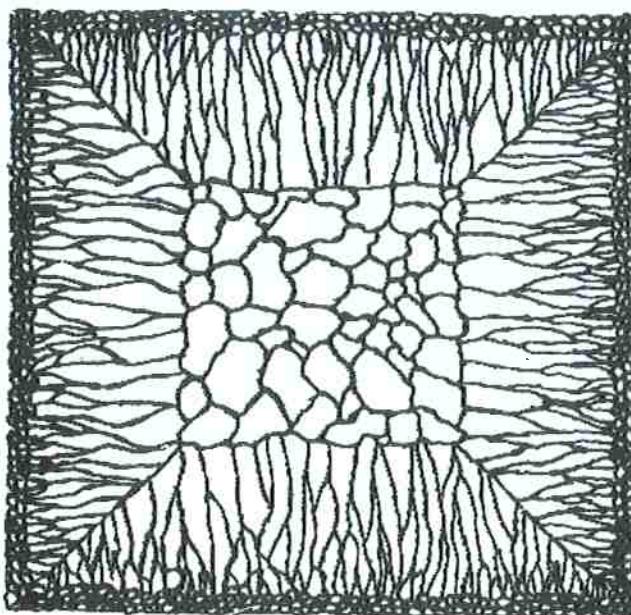


Fig. 4.40 Schematic cast grain structure. (After M.C. Flemings, *Solidification Processing*, McGraw-Hill, New York, 1974.)

Figura 15: Esquema de uma estrutura bruta de solidificação<sup>[12]</sup>.

O controle da estrutura bruta de solidificação é o controle da região colunar, pois em geral quer-se evitar a sua presença. Existem apenas alguns casos em que se quer formar uma estrutura completamente colunar<sup>[11]</sup>.

#### Zona coquihada

Os cristais desta zona são produto da nucleação intensa, resultante do grande super-resfriamento, ou seja, do contato do líquido quente com as paredes frias do molde, no início da solidificação. O controle pode ser exercido com as noções de nucleação, já que aumentar a extensão da zona coquihada significa aumentar a taxa de nucleação, e vice-versa<sup>[11]</sup>.

A zona coquihada é maior quanto menor for o superaquecimento e menor a temperatura do molde ou da lingoteira. Resultando em aumento da taxa de

nucleação por unidade de volume e aumento do volume super-resfriado. Em seções pequenas, em geral, tem-se macroestrutura apenas com a zona coquihada<sup>[11]</sup>.

A formação dos primeiros cristais acontece quando o líquido está fortemente agitado devido ao processo de vazamento, dessa forma os cristais sólidos são arrastados e podem entrar em contato com o líquido superaquecido e refundir. Para se obter uma zona coquihada extensa é necessário que o líquido esteja com o mínimo de superaquecimento<sup>[11]</sup>.

### Zona colunar

Nesta zona a velocidade de crescimento dos cristais é anisotrópica. Isso acontece devido ao fato de alguns átomos terem maior probabilidade de ser agregados ao sólido em certas direções cristalográficas que outras. Quanto maior é o número médio de ligações formadas, menor é a probabilidade de que o átomo chegue ao sólido e seja repelido. Logo em planos atomicamente mais densos há uma maior probabilidade de se repelir átomos. Assim, em cristais cúbicos, a ponta da dendrita tende a ter a forma de uma pirâmide quadrada<sup>[11]</sup>.

O gradiente de temperaturas é máximo na direção normal, logo esta será a direção de máxima dissipação de calor<sup>[11]</sup>.

As condições acima citadas definem o que ocorrerá com maior facilidade, assim crescem mais rápido aquelas dendritas em que a direção de máxima velocidade de crescimento coincide com a direção de máximo gradiente de temperatura. Supondo uma frente de crescimento da zona coquihada, cujos cristais são orientados ao acaso, com o passar do tempo, os cristais que crescem com velocidade maior dominam a frente de solidificação, produzindo, então, a zona colunar. Em metais cúbicos a zona colunar tem os cristais alongados e na direção <100> perpendicular à parede do molde. A diferença de orientação entre cristais da zona colunar é uma rotação em torno da direção de máxima velocidade de crescimento<sup>[11]</sup>.

## Zona equiaxial

O controle da estrutura bruta de solidificação significa evitar a zona colunar, como mencionado anteriormente<sup>[11]</sup>.

A estrutura equiaxial tem várias origens possíveis e todas identificadas em casos particulares. No caso da estrutura equiaxial, os processos que levam a ela são precedidos de eventos complicados. Uma hipótese possível é supor que todos os mecanismos estão atuando, tanto quando se quer provocar, como quando se quer evitar a zona equiaxial<sup>[11]</sup>.

O primeiro mecanismo é chamado de big bang. Em que os cristais da zona equiaxial se formam no momento inicial da solidificação, ou seja, no momento de vazamento do metal. Sendo arrastados pela corrente do metal líquido, sobrevivem enquanto se forma a zona colunar e acabam interferindo no seu crescimento. Formando, então, a estrutura equiaxial central. Para que os cristais formados inicialmente sobrevivam é necessário que o líquido tenha o mínimo de superaquecimento<sup>[11]</sup>.

O segundo mecanismo trata-se da quebra de braços de dendritas, tornando os cristais independentes, podendo ser arrastados por correntes de convecção e originando cristais da zona equiaxial. Essa quebra de braços pode ser resultado de esforços mecânicos e, ou refusão devido a variações de temperatura que acompanham as correntes de convecção. A forma destes braços apresenta uma seção reduzida, comparando-se com o ramo principal, onde há condição de quebrar com mais facilidade. Os efeitos de vibração mecânica ou de movimentação de líquido por indução magnética são evidências indiretas deste mecanismo<sup>[11]</sup>.

O terceiro mecanismo consiste na nucleação de cristais na superfície superior, que por serem mais densos, podem cair, formando os cristais da zona equiaxial. Os cristais que caem perturbam o crescimento da zona colunar, podendo ficar presos à frente de crescimento, ou podem formar um cone no terço inferior do lingote<sup>[11]</sup>.

O quarto e último mecanismo, não só é considerada uma origem de cristais equiaxiais, como também é um meio de sobrevivência de cristais formados pelos outros mecanismos, visto que se trata da ocorrência de um volume de líquido superresfriado constitucionalmente. Este volume está no líquido junto à frente de solidificação e tende a crescer com o passar do tempo, já que a temperatura do

líquido cai, fazendo com que o gradiente de temperatura também caia. Por outro lado, a zona super-resfriada constitucionalmente será maior quanto menor a temperatura do líquido inicial, este é apenas um fator para se manter o superaquecimento do líquido no mínimo compatível com as condições de operação<sup>[11]</sup>.

### 1.5 Crescimento anormal

A nucleação ocorre especialmente em alguns lugares, como por exemplo, no contorno de grão original, contornos entre bandas de deformação entre um cristal ou um grão. A nucleação quando ocorre tardiamente leva a formação de grãos grandes<sup>[13]</sup>.

O crescimento anormal de grãos ocorre quando o crescimento normal da matriz de grãos é inibido. Quando a temperatura é alta o suficiente para permitir que alguns grãos especiais transponham essa força que inibe o crescimento, estes crescem desproporcionalmente. As condições conhecidas mais comuns para que isso aconteça são uma dispersão de partículas de segunda fase, uma forte orientação da textura e uma estabilização bidimensional de estrutura de grão imposta pela espessura da chapa<sup>[13]</sup>.

Essas condições para inibir o crescimento do grão são compreensíveis, devido ao fato de boas partículas exercerem uma força de fixação no movimento dos contornos, a matriz dos contornos de grão é predominantemente formada de ângulos pequenos, e por isso ambas tem baixa mobilidade e o sulco no contorno na superfície das chapas retarda o movimento do contorno<sup>[13]</sup>.

### 1.6 Influência de elementos na liga de aço

Alguns elementos encontrados em níveis anormais na chapa estudada têm efeitos diversos durante a solidificação, afetando o crescimento do grão. Estes elementos são descritos a seguir.

O silício atrasa a nucleação da ferrita<sup>[14]</sup>. Isso resulta na formação de grãos maiores na região termicamente afetada, formando uma maior região colunar, em detrimento da região equiaxial.

O nitrogênio assim como o silício afeta o tamanho do grão. Se o aço é acalmado com alumínio, forma-se o nitrato de alumínio, que melhora a dureza e o limite de resistência do aço<sup>[3]</sup>.

O nióbio forma carbonetos estáveis que afetam a dureza do aço, pois reduzem a quantidade de carbono dissolvida na austenita. O nióbio também afeta de forma positiva o tamanho de grão, causando um refinamento dos grãos<sup>[3]</sup>.

O níquel é usado em aços de baixa liga para aumentar a dureza a baixas temperaturas. Este elemento fortalece a ferrita, logo fortalece o aço. Também reduz a sensibilidade do aço a variações no tratamento térmico<sup>[3]</sup>.

O titânio é um elemento de liga que aumenta propriedades como a dureza e o limite de resistência dos aços<sup>[3]</sup>.

O alumínio é geralmente utilizado para controlar o tamanho de grão durante o tratamento térmico. Também é utilizado para acalmar o aço, oferecendo excelente dureza devido ao refinamento do grão<sup>[3]</sup>.

## 2. Materiais e Métodos

### 2.1 Ensaio de análise química

Espera-se da chapa de aço que foi utilizada neste estudo a seguinte composição química, segundo a norma NBR 7008 para os aços GA e GI e norma NBR 5915 para o aço EGP:

Tabela 1 – Composição química esperada para a chapa de aço utilizada nos ensaios.

	C (max.)	Mn (max.)	P (max.)	S (max.)	Al (min.)
Norma NBR 7008 ZEE grau 2	0,08	0,45	0,03	0,02	0,01
Norma NBR 5915 EEP-PC	0,06	0,35	0,025	0,025	0,02

Este ensaio foi realizado no espectômetro de emissão óptica da THERMO, cujo modelo é 3460.

### 2.2 Ensaio de peso de camada

O ensaio de peso de camada foi realizado segundo a norma DIN EN 10142 para os aços GA e GI e DBL 4062 para o aço EGP, pelo processo gravimétrico. Este método constitui de três amostras que são pesadas uma a uma. Em seguida, pinta-se uma das faces de cada amostra, estas faces são chamadas de face B1, B2 e B3. Após a pintura, as chapas são mergulhadas cada uma em um bêquer contendo solução ácida, neste caso HCl com concentração 50%. Após terem a camada retirada, retira-se a pintura e as amostras são pesadas novamente, uma a uma. Em seguida, são levadas mais uma vez à solução ácida. Após a retirada da camada de zinco da outra face, as chapas são pesadas uma última vez.

Chega-se ao peso da camada pela diferença entre os valores, obtendo-se valores de camada para cada chapa, sabendo a área em que esta camada estava e seu peso, calcula-se a profundidade da camada a partir da densidade do zinco.

## 2.3 Ensaios mecânicos

Os ensaios mecânicos realizados foram:

- Ensaio de tração;
- Ensaio de embutimento;
- Ensaio de dobramento;
- Ensaio de microdureza.

### 2.3.1 Ensaio de tração

O ensaio de tração seguiu os parâmetros fornecidos pela norma NBR 7008 para os aços GA e GI e NBR 5915 para o aço EGP. Sendo realizado na máquina da EMIC, modelo DL 20000 (digital line). A seguir temos os valores mínimos, ou faixa de valores, exigidos pela norma para o limite de resistência, limite de escoamento e alongamento.

Tabela 2 – Valores esperados do teste de tração para as chapas GA, GI e EGP.

	LE	LR	% Along.
Norma NBR 7008 ZEE grau 2	140/220	350 max	37 min.
Norma NBR 5915 EEP-PC	140/210	270/350	39 min.

### 2.3.2 Ensaio de embutimento

O ensaio de embutimento foi realizado segundo as normas NBR 7008 e NBR 5915 para os respectivos aços. Este ensaio foi realizado na máquina Roll+Korthaus KG, cujo modelo é A12T.

### **2.3.3 Ensaio de dobramento**

O ensaio de dobramento consiste em uma amostra de chapa que deve ser dobrada ao meio, este ensaio é realizado com a finalidade de se constatar se a camada superficial está aderida à chapa. Este ensaio, como os outros é realizado segundo as normas DIN EN 10142 e DBL 4062 já citadas.

### **2.3.4 Ensaio de microdureza**

O ensaio de dureza foi realizado segundo a ISO 14271, no microdurômetro Shimadzu HSV-20, Vickers, com carga de 200g.

## **2.4 Metalografia qualitativa**

As amostras foram preparadas em uma embutideira automática da Struers Labopress3. Em seguida as amostras foram polidas na politriz automática da Struers Tegrapol 15 com o cabeçote Tegraforce 1. Foi usada na politriz uma lixa de grânulo 220 com as suspensões de 6µm e 3µm.

A análise metalográfica foi realizada com microscópio óptico ZEISS AXIO e o modelo é o IMAGER.A1M com a câmera AXIO CAM MRc 5. Foram analisadas a camada superficial de Zn-Fe sem ataque e, em seguida, com ataque com Nital 2%. No mesmo microscópio foi analisada a microestrutura da chapa antes da solda e após a realização da solda, além da medição da lentilha de solda realizada neste microscópio.

Outra análise metalográfica realizada foi a da camada da chapa no microscópio eletrônico de varredura da JEOL JSM-6460.

## 2.5 Ensaio de solda ponto

O ensaio de solda ponto consiste em preparar inúmeras amostras da chapa estudada e de chapas já utilizadas na linha de produção na fábrica. Foram realizadas soldas com as chapas utilizando diferentes programas de solda. A máquina de solda ponto utilizada foi a SERRABUCHER com o controle MEDAR do modelo DEDWELD 3000S.

Os diferentes programas de solda são chamados por programa 1, programa 2, programa 4, programa 6 e programa 9 (especificados em anexo).

## 2.6 Ensaio de “scab corrosion”

O ensaio de “scab corrosion” foi realizado em uma câmara de ensaio misto de névoa salina “salt spray” e umidade da BASS, modelo USC-MP-04-CE. A temperatura de trabalho com umidade é de 42°C e a vazão é de 1,5mL/h. Para a névoa salina, a temperatura de trabalho é de 35°C, com vazão de 1,5mL/h e pH variando entre 6,5 e 7,2.

### 3. Resultados e Discussão

#### 3.1 Ensaio de análise química

Primeiramente temos os resultados do ensaio de análise química para as chapas GA (galvanizada a fogo com revestimento Zn-Fe), GI (galvanizada a fogo com revestimento Zn puro) e EGP (eletrogalvanizada e pré-fosfatizada). Os valores da chapa GI foram retirados do certificado enviado pela USIMINAS, já que esta chapa não passou pelo ensaio de análise química. A seguir temos estes resultados:

Tabela 3 – Análise química das chapas GA, GI e EGP<sup>[15]</sup>

	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Nb	Ti	Ni	Cr	V	Cu	Mo
chapa GA	0,0023	0,110	0,009	0,007	0,076	0,031	0,0025	0,028	0,035	0,005	0,012	—	—	—
chapa GI	0,0130	0,072	0,011	0,004	0,007	0,012	—	0,014	0,014	0,011	0,027	0,001	0,006	0,002
Chapa EGP	0,0050	0,103	0,011	0,008	0,013	0,047	—	0,002	0,060	0,010	0,016	0,002	0,006	0,002

Primeiramente podemos ver que os resultados estão de acordo com a tabela 1 que apresenta as especificações das normas para as três chapas.

A partir dos dados obtidos do teste de análise química temos que a chapa GA é a que apresenta maior diferença na composição química. Apresentando maior teor de nióbio que as outras chapas e um valor intermediário de titânio, sendo que a soma da quantidade destes dois elementos é muito próxima para a chapa GA e a EGP, que apresenta alto valor de titânio em detrimento do nióbio. A chapa GA também apresenta maior teor de silício em relação às outras duas chapas. Além disso, é possível inferir que todos esses aços foram acalmados ao alumínio e que o aço base é o IF.

Comparando-se os resultados de análise química podemos ver que o teor de silício é dez vezes maior na chapa GA que na GI, e quase seis vezes maior na GA que na EGP. Soma-se a isso o teor muito baixo de carbono na chapa GA, sendo o teor de carbono seis vezes maior na chapa GI que na GA e duas vezes maior na EGP que na GA. Comparando-se a relação entre carbono e silício temos, na chapa GA, trinta e três vezes mais silício que carbono, na GI, duas vezes mais carbono que silício e na EGP, duas vezes e meia a mais de silício que carbono.

O silício diminui o campo da austenita no diagrama de fases e atrasa a nucleação do aço quando ocorre a sua fusão. Sendo que temos fusão localizada do aço durante a solda ponto e um teor maior de silício que o esperado, então podemos admitir que esta é a causa do crescimento anormal de grão na chapa GA.

### 3.2 Ensaio de peso de camada

Após a análise química foi feito o teste de peso de camada para as três chapas. Obtendo-se os seguintes resultados:

Tabela 4 – Peso de camada das chapas GA e GI<sup>[15]</sup>.

Número da NR/CAC	GA CAC 5150/07	GI NR 506525	EGP NR 463803
Peso inicial (g)	26,6800	25,9727	24,3609
	26,6421	26,0045	24,3736
	26,5960	26,0232	24,3745
Peso da face A (g)	26,5273	0,1527	25,7646
	26,4943	0,1478	0,2081
	26,4382	0,1578	25,7984
Peso da face B (g)	26,3567	0,1706	0,2061
	26,3283	0,1660	25,8163
	26,2789	0,1593	0,2069
Área das peças (m <sup>2</sup> )	0,0034	25,5769	0,1877
Quantidade de Zn (g/m <sup>2</sup> )	44,93	0,1842	24,2222
	48,62	25,6142	24,2351
Camada de Zn (μm)	6,30	0,1868	0,1385
	6,82	25,6295	24,2360
Camada de Zn média (μm)	6,56	0,1868	0,1418
Peso inicial (g)		0,0034	0,0034
Quantidade de Fosfato (g/m <sup>2</sup> )		60,89	40,75
Camada de Fosfato (μm)		54,77	41,75
		8,54	5,71
		7,68	5,85
		8,11	5,78
			Fosfato
			24,3733
			24,3854
			24,3859
			1,75
			1,45

Dos resultados deste ensaio obteve-se que a chapa que apresentou os mais diferentes valores em relação à camada de zinco foi a GI. Conseqüentemente as chapas GA e EGP apresentaram valores próximos quanto à camada de zinco, diferenciando-se apenas na camada de fosfato que apenas é apresentada pela chapa EGP. Entretanto é constatado que os valores obtidos para a camada

média de zinco não são tão diferentes, sendo que a maior camada média de zinco é a da chapa GI, seguida da chapa GA e por último a chapa EGP.

### 3.3 Ensaios mecânicos

Depois dos testes químicos foram realizados os ensaios mecânicos. Dividindo-se em ensaio de tração, ensaio de embutimento, ensaio de dobramento e ensaio de microdureza.

#### 3.3.1 Ensaio de tração

É necessário lembrar que o ensaio de tração foi realizado apenas para as chapas GA e EGP, os valores da chapa GI foram obtidos a partir do certificado. Os valores obtidos para o limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e o alongamento são apresentados a seguir:

Tabela 5 – LE, LR e alongamento das chapas GA, GI e EGP<sup>[15]</sup>.

	GA	GI	EGP
LE (N/mm <sup>2</sup> = MPa)	156,0	177,0	186,0
LR (N/mm <sup>2</sup> = MPa)	292,0	309,0	309,0
Alongamento (%) L <sub>0</sub> = 50	44,6	44,0	48,0

#### 3.3.2 Ensaio de embutimento

A seguir temos o ensaio de embutimento, sabendo que este ensaio, mais uma vez, foi realizado apenas para as chapas GA e EGP, sendo os valores da chapa GI obtidos no certificado do fabricante. A seguir temos os resultados do ensaio de embutimento:

Tabela 6 – Embutimento das chapas GA, GI e EGP<sup>[15]</sup>.

	GA	GI	EGP
Embutimento (mm)	12,2/12,3	12,3/12,5	12,0/12,2

### 3.3.3 Ensaio de dobramento

Em seguida foi realizado o teste dobramento nas três chapas, este teste foi realizado para que seja possível detectar se há destacamento da camada de Zn. Após de realizado o teste foi constatado que nenhuma das chapas apresentou destacamento de camada.

### 3.3.4 Ensaio de microdureza

O último ensaio mecânico realizado foi o da microdureza em duas chapas soldadas, por solda ponto. Sendo uma das chapas GI e a outra GA. Obtiveram-se os valores de microdureza nas áreas termicamente afetadas de cada chapa e na lentiha de solda. A figura a seguir esquematiza em que pontos foi medida a dureza:

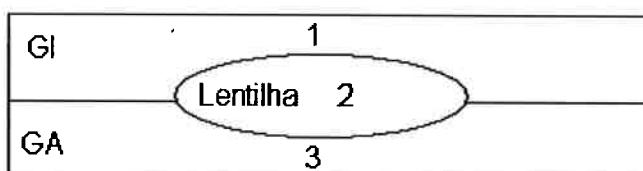


Figura 16: Esquema da amostra onde foi feita a microdureza. 1, 2 e 3 representam os lugares onde foi medida a microdureza.

A seguir temos os valores obtidos no ensaio:

Tabela 7 – Resultados do ensaio de microdureza.

	GA	GI	Lentilha
Microdureza Vickers HV0,2 (HV)	100	135	220

É possível observar que os resultados dos ensaios de tração estão de acordo com a tabela 2, que contém as especificações das normas para as três chapas. Quanto aos testes mecânicos os resultados obtidos foram parecidos para as três chapas. A chapa GA é a que apresenta menor limite de escoamento e menor limite

de resistência, enquanto os valores destas propriedades para as chapas GI e EGP são muito próximos, quando não são iguais. Em contrapartida, em relação ao alongamento os valores obtidos para as três chapas são próximos, sendo que a chapa GI apresenta o menor valor, a chapa EGP o maior e a chapa GA o valor intermediário. E, para o embutimento as três chapas apresentam valores extremamente próximos.

### 3.4 Caracterização microestrutural

Foram produzidos corpos de prova e, estes, foram enviados à metalografia, onde as amostras foram caracterizadas quanto à sua superfície.

Primeiramente temos as figuras da camada de Zn (chapa GI), da camada Zn-Fe (chapa GA) e da camada de Zn e pré-fosfatizada (chapa EGP) sem ataque:



Figura 17: Chapa GA sem ataque<sup>[15]</sup>.



Figura 18: Chapa GI sem ataque. Aumento de 500X<sup>[15]</sup>.



Figura 19: Chapa EGP sem ataque. Aumento de 500X<sup>[15]</sup>.

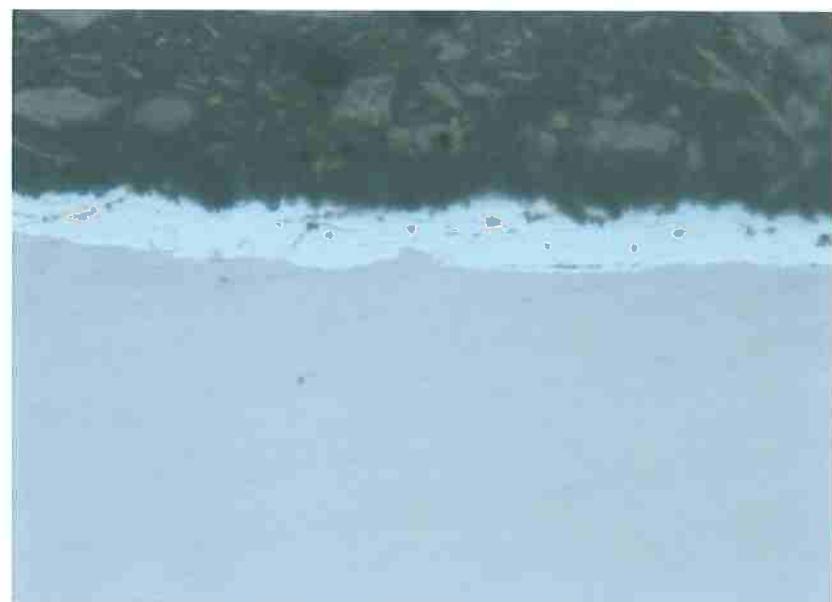


Figura 20: Detalhe da chapa EGP sem ataque. Aumento de 1600X<sup>[15]</sup>.

Em seguida, as amostras foram atacadas com Nital 2%. E, assim obtivemos as seguintes figuras:



Figura 21: Chapa GA atacada. Aumento de 500X<sup>[15]</sup>.

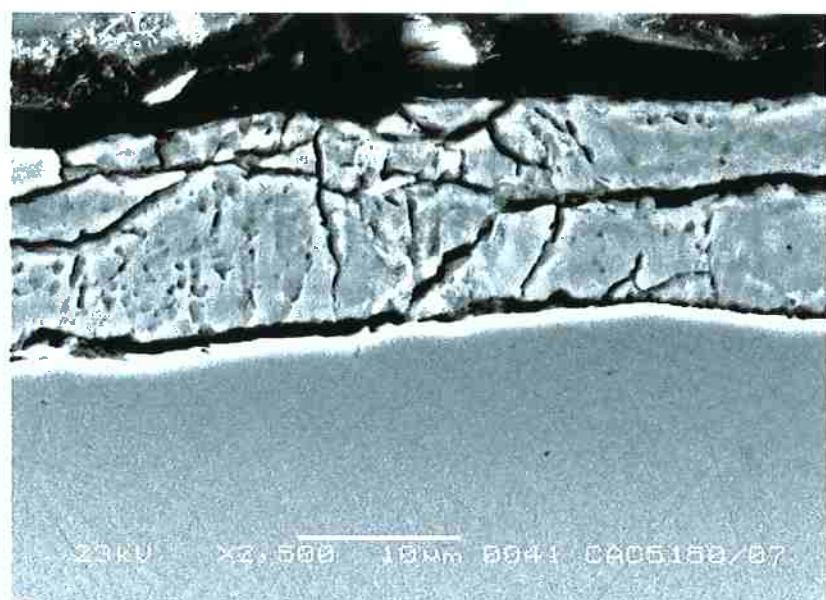


Figura 22: Detalhe da foto anterior. Aumento de 2500X. MEV<sup>[15]</sup>.



Figura 23: Chapa GI atacada. Aumento 500X<sup>[15]</sup>.



Figura 24: Chapa EGP atacada. Aumento de 500X<sup>[15]</sup>.

Caracterização da superfície das chapas na metalografia.

**Camada Zn-Fe (GA):** Camada superficial com trincas e porosidade, com a espessura de 12 a 14  $\mu\text{m}$ .

**Camada Zn puro (GI):** Camada superficial variando de 10 a 12  $\mu\text{m}$ .

**Eletrogalvanizado + pré-fosfatizado (EGP):** Camada superficial de Zn variando de 8 a 12  $\mu\text{m}$ .

Comparando-se os resultados da espessura da camada com aqueles obtidos na tabela 4, é possível encontrar uma enorme diferença. Isso acontece porque os valores medidos no microscópio óptico são estimados de áreas muito pequenas das chapas. Enquanto que os valores obtidos na tabela 4 são valores médios calculados da camada. Estes resultados mostram que a camada superficial não tem a mesma espessura ao longo da chapa, não apresentando homogeneidade na espessura.

Quando tratamos da caracterização metalográfica temos que, comparando-se as camadas das chapas após ataque com Nital 2%, aquela que sofreu o maior ataque foi a chapa GA. Apesar de que é possível ver trincas na camada de zinco da chapa GA mesmo antes do ataque.

### 3.5 Ensaio de solda ponto

A seguir temos uma tabela que mostra que programas de solda conseguiram realizar de fato a solda na chapa GA.

Tabela 8 – Programas de solda que conseguiram soldar a chapa GA com outras chapas<sup>[16]</sup>.

Combinações	Programas de solda				
	1	2	4	6	9
A GA 1,0mm GI 1,1mm			Não	Não	
B GA 1,0mm GI 1,25mm	OK	Não	Não	Não	Não
C GA 1,0mm GI 1,5mm	OK	Não	Não	Não	OK
D GA 1,0mm GI 1,7mm	OK	OK	OK	Não	Não
E GA 1,0mm EGP 1,2mm	OK	Não	Não	Não	Não

Legenda: OK – ponto que foi soldado.

Não – ponto que não foi soldado, está colado ou queimado.

Quadros pretos – não foi realizado teste para esta combinação de chapas.

A verificação de que pontos foram soldados ou não é feita a partir de ensaio de ultrassom com acompanhamento de ensaio metalográfico. Os ensaios são feitos em conjunto, já que por ser uma chapa com camada superficial diferente os resultados de ultrassom precisam ser padronizados, é necessário encontrar

A partir dos testes realizados foi feita a metalografia das chapas para observar a microestrutura formada nas chapas GA após a realização da solda. As fotos obtidas são apresentadas a seguir:

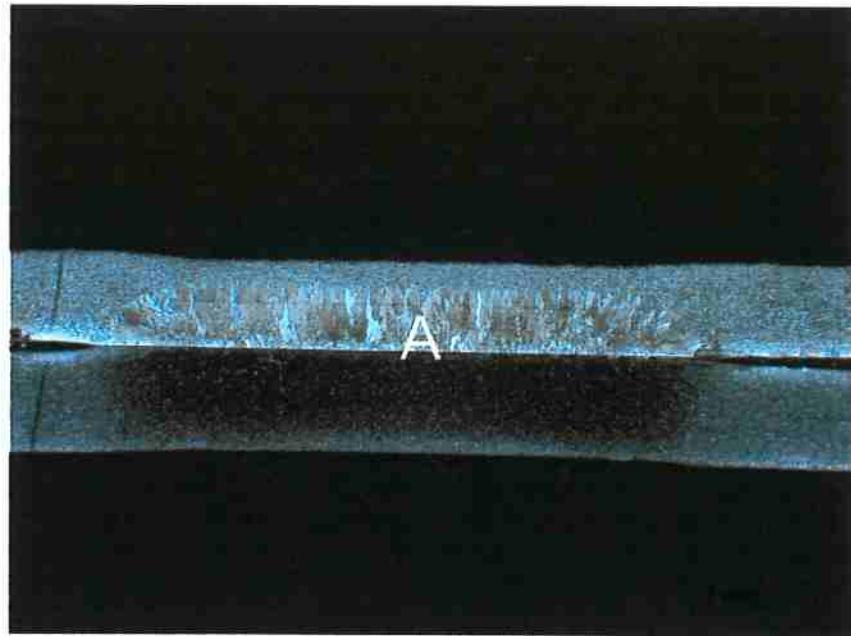


Figura 25: Solda ponto A6 nas chapas 1mm (GA, a de cima) e 1,1mm (GI, a de baixo), utilizando o programa de solda 6. Na região A é possível ver que não há uma zona fundida (pouco fornecimento de calor para uma pressão e força insuficientes). Na chapa de cima vê-se uma grande região de grão colunar grande<sup>[16]</sup>.

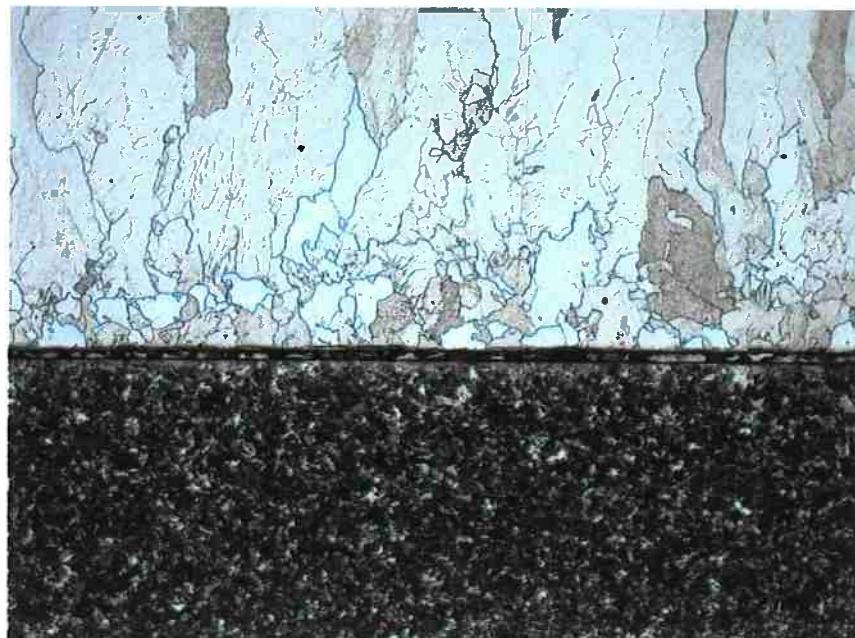


Figura 26: Detalhe da região A, evidenciando a diferença de microestrutura com a alteração térmica entre as chapas<sup>[16]</sup>.



Figura 27: Detalhe micrográfico do núcleo da chapa revestida com GA, em uma região que não sofreu mudanças com a variação de temperatura da solda ponto. Tamanho de grão de 7 a 8 conforme ASTM<sup>[16]</sup>.

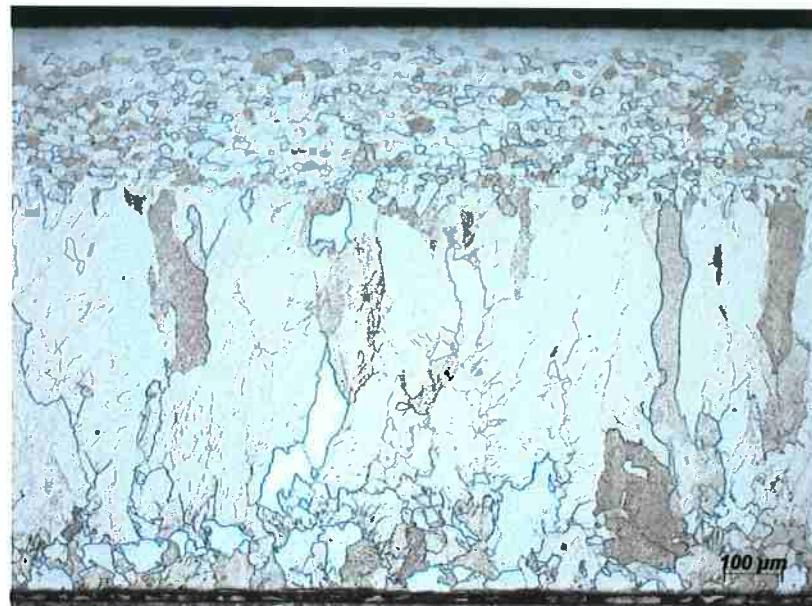


Figura 28: Detalhe micrográfico da região termicamente afetada da chapa revestida com GA. Grão grande apresentando formato colunar e tamanho de 4 a 5 conforme ASTM<sup>[16]</sup>.

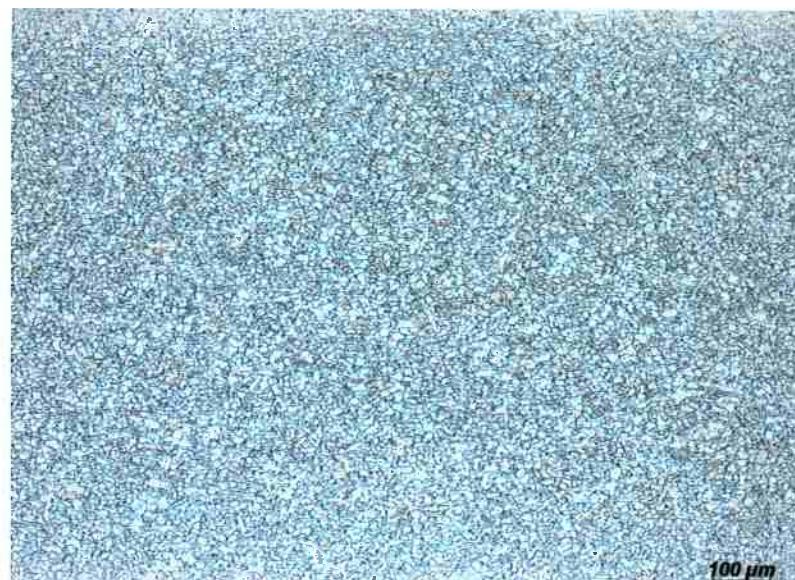


Figura 29: Detalhe micrográfico do núcleo da chapa revestida com GI, em uma região que não sofreu mudanças com a variação de temperatura da solda ponto. Tamanho de grão de 8 a 9 conforme ASTM<sup>[16]</sup>.



Figura 30: Detalhe micrográfico da região termicamente afetada da chapa revestida com GI. Tamanho de grão de 7 a 8 conforme ASTM<sup>[16]</sup>.

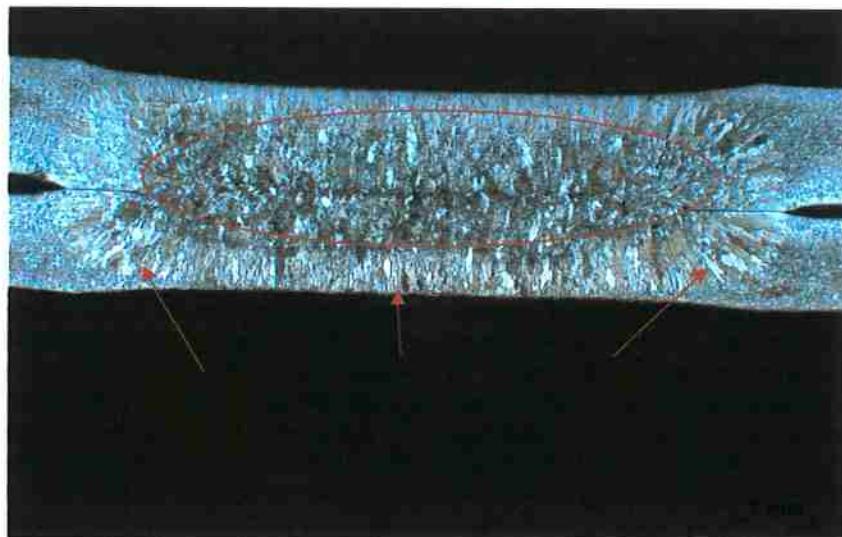


Figura 31: Solda ponto B1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,25mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 1. Na região indicada pelo círculo vê-se a zona fundida, que é a lenteira de solda. Logo abaixo desta, na região apontada por setas, tem-se uma pequena região com grãos colunares grandes, que se formou crescendo em cima de uma fase sólida, devido às altas temperaturas que essa região alcançou<sup>[16]</sup>.



Figura 32: Solda ponto C1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,5mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 1. Na região indicada pelo círculo temos uma zona fundida. Logo abaixo desta zona vê-se uma região de grãos grandes que cresceram em cima da fase sólida (setas), já que esta região chegou a temperaturas próximas a de austenitização<sup>[16]</sup>.

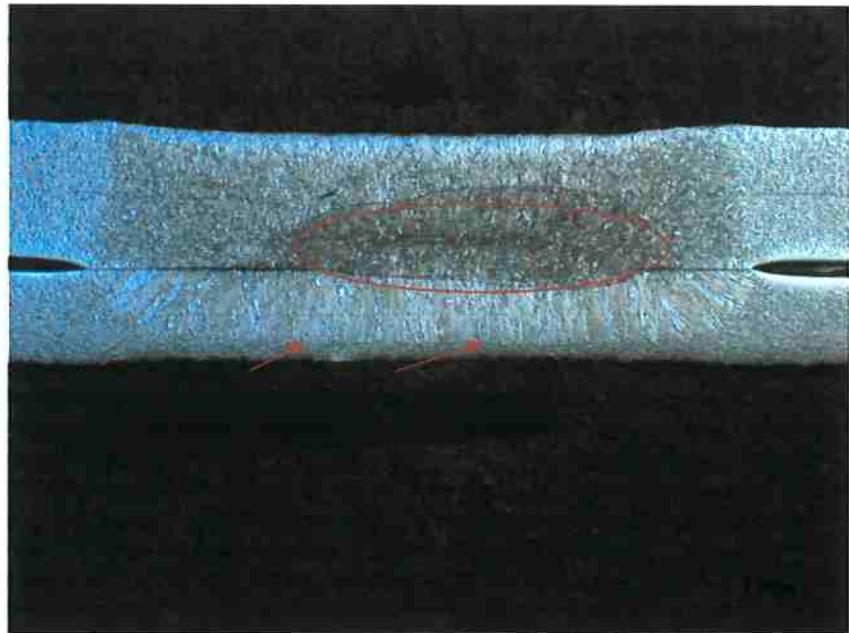


Figura 33: Solda ponto C9 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,5mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 9. Nesta chapa é possível constatar uma pequena zona fundida (região indicada pelo círculo). Isso resulta em uma grande área de grãos colunares (região indicada por setas), pois é uma área que chegou a temperaturas altas, porém insuficientes para fundir<sup>[16]</sup>.

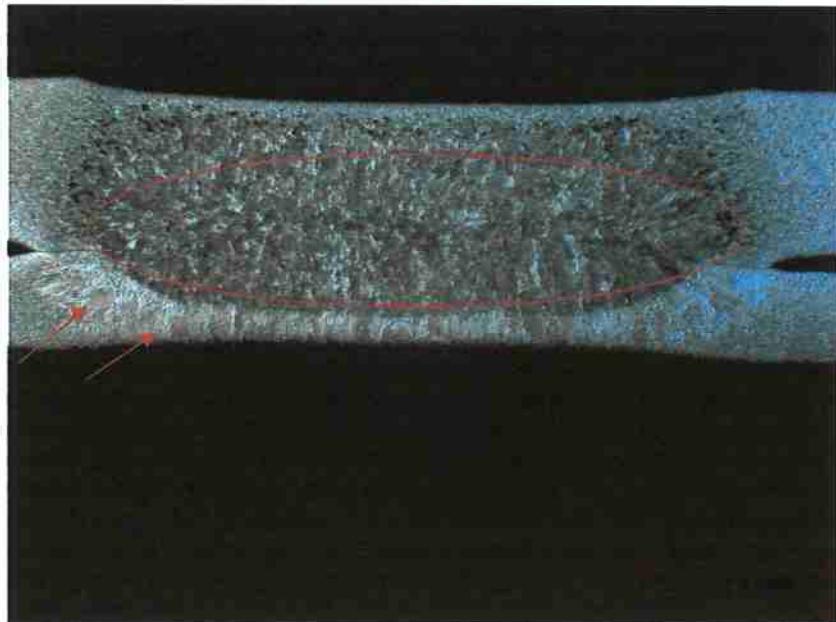


Figura 34: Solda ponto D1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,7mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 1. Na região indicada por círculo pode-se ver ma grande zona fundida, que caracteriza a lentalha de solda. Na região abaixo, indicada por setas, tem-se uma pequena região de grão colunares<sup>[16]</sup>.



Figura 35: Solda ponto D2 nas chapas 1mm (GA – a de cima) e 1,7mm (GI – a de baixo), utilizando o programa de solda 2. Nesta figura vê-se uma grande zona de grãos colunares (região indicada por setas), em detrimento de um pequena região fundida (região indicada pelo círculo)<sup>[16]</sup>.

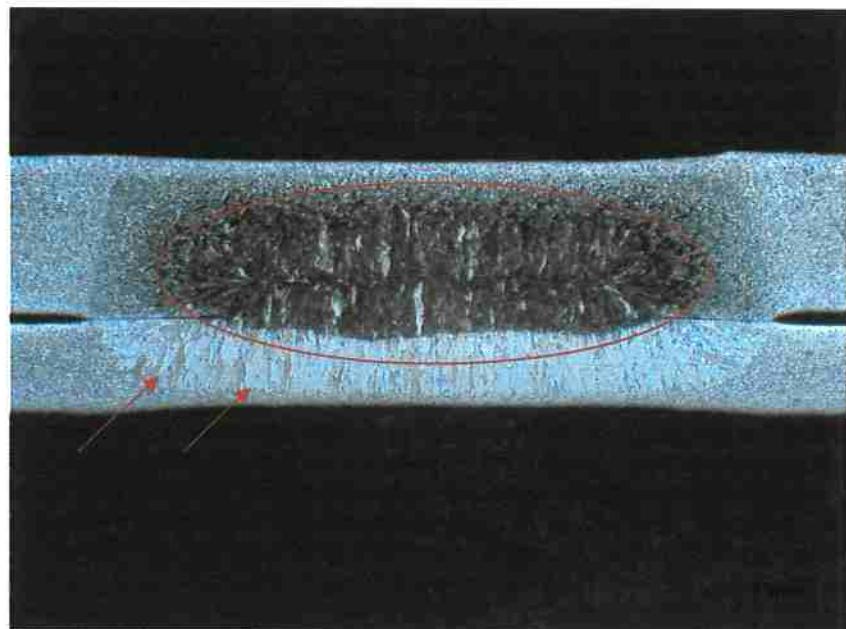


Figura 36: Solda ponto D4 nas chapas 1mm (GA – a de cima) e 1,7mm (GI – a de baixo), utilizando o programa de solda 4. Como na figura anterior, tem-se uma grande zona de grãos colunares (indicada por setas), devido às altas temperaturas a que esta região chega (temperatura de austenitização, provavelmente). Também nota-se a pequena região fundida (indicada pelo círculo), devido combinação insuficiente de calor força e pressão<sup>[16]</sup>.

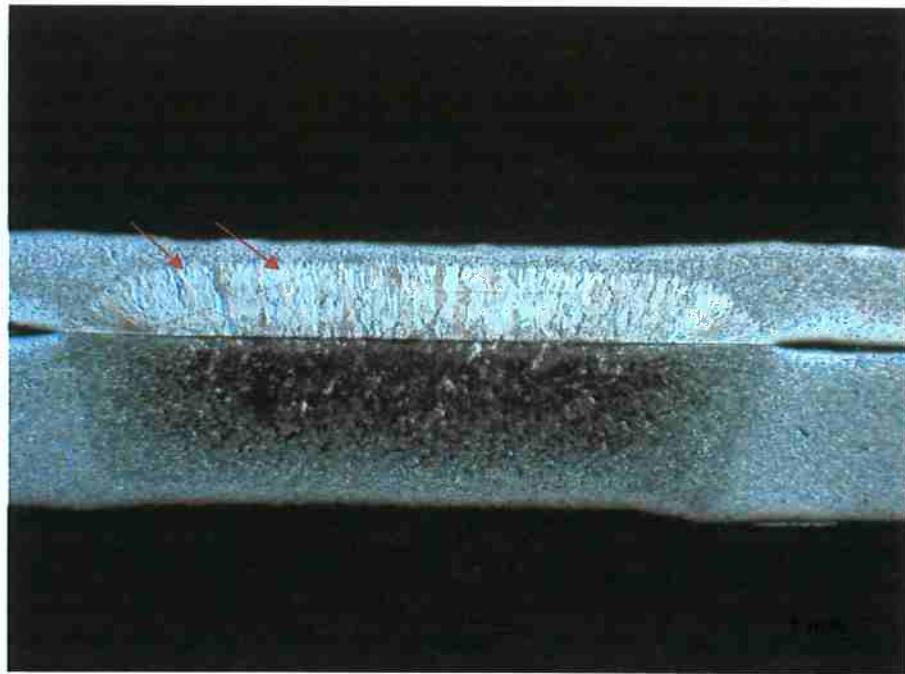


Figura 37: Solda ponto D9 na chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,7mm (GI – a de cima), utilizando o programa de solda 9. Nesta figura nota-se que não há região fundida, devido a uma combinação de calor fornecido, força, pressão e espessura da camada de Zn-Fe e Zn na região que se quer fundir. Também é possível ver a grande região de grãos colunares<sup>[16]</sup>.

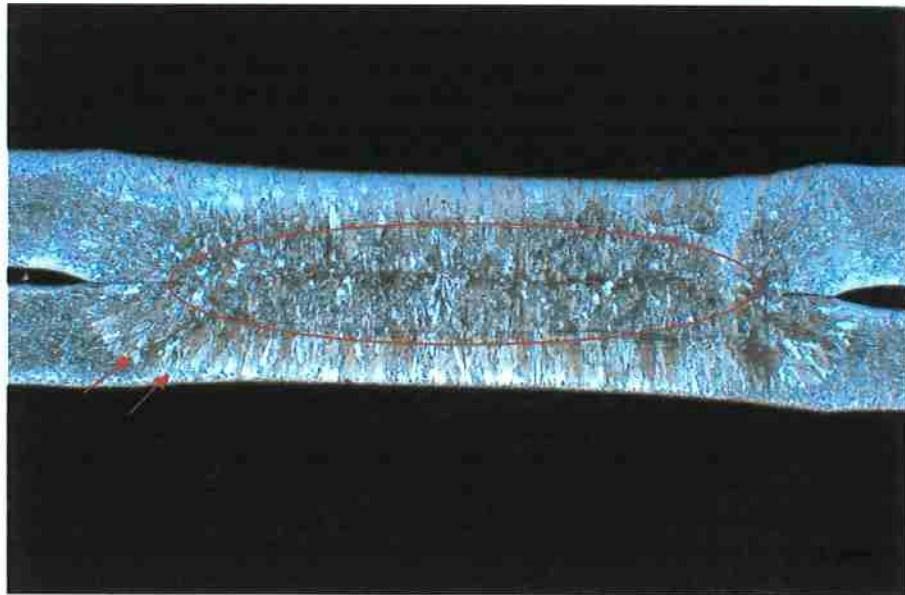


Figura 38: Solda ponto E1 nas chapas 1mm (GA – a de baixo) e 1,2mm (EGP – a de cima), utilizando o programa de solda 1. Nesta última figura de solda, vê-se a grande região fundida, que é conhecida como lente de solda (indicada pelo círculo). A região indicada por setas é a grão colunares formada após atingir temperaturas altas próximas da de austenitização<sup>[16]</sup>.

As lentes de solda foram medidas no microscópio e comparadas com os valores calculados os resultado obtidos são apresentados a seguir:

Tabela 9 – Valores das lentalhas de solda calculadas e medidas<sup>[16]</sup>.

Ponto de solda	P (mm)	D (mm)	D calculado (mm)
A6	0,00	0,00	entre 5 e 5,24
B1	1,23	5,86	entre 5 e 5,59
B2	0,00	0,00	entre 5 e 5,59
C1	1,44	5,53	entre 5 e 6,12
C2	0,00	0,00	entre 5 e 6,12
C9	0,85	3,27	entre 5 e 6,12
D1	1,87	6,58	entre 5 e 6,52
D2	0,59	3,88	entre 5 e 6,52
D4	1,40	5,55	entre 5 e 6,52
D9	0,00	0,00	entre 5 e 6,52
E1	0,95	5,65	entre 5 e 5,48
E6	0,00	0,00	entre 5 e 5,48
E9	0,00	0,00	entre 5 e 5,48

Pode-se concluir que, das chapas que realmente foram soldadas, apenas algumas apresentam diâmetro fora do esperado. Assim aquelas que apresentam um diâmetro menor que o calculado apresentam um ponto de solda considerado mal soldado. Isso implica que estes pontos não terão o mesmo desempenho dos pontos bem soldados, ou seja, que atendem o tamanho de lentalha esperado.

É possível realizar a solda ponto em chapas GA, respeitando-se as devidas condições. Como, por exemplo, que programa de solda deve ser utilizado. Foi visto na tabela 8 que o programa de solda que obteve os melhores resultados foi o programa 1.

Entretanto, apesar de ter se constatado a possibilidade de soldar a chapa GA, foi observado que ocorre um crescimento de grão anormal nesta chapa na zona termicamente afetada quando realizada a solda ponto.

Sabe-se que durante a solda ocorre microfusão na região que formará a lentalha, ou seja, a região da solda propriamente dita. Entretanto além desta região onde ocorre a microfusão, há uma região ao redor desta que também é aquecida, apenas não a ponto de fundir, mas a temperaturas que, se comparadas ao de um tratamento térmico, são de austenitização. Esta é a região termicamente afetada, que no caso da chapa GI, temos uma transformação de fase já esperada, e, na chapa GA, temos o crescimento anormal do grão.

Dessa forma, para descobrir a causa deste crescimento colunar foram realizados mais testes variando os parâmetros do experimento. Como a corrente já havia sido variada, uma outra possível causa poderia ser a composição da camada

de Zn-Fe. Assim foram realizados outros testes de solda, sendo que desta vez a chapa GA foi lixada, de forma que a camada Zn-Fe foi removida mecanicamente.

Os resultados obtidos para esta nova situação foram os mesmos obtidos anteriormente, logo sabemos que a presença da camada superficial não influí no crescimento anormal do grão.

Considerando que já foi variada a corrente e o crescimento anormal continua ocorrendo, por exclusão, uma possível causa disso é a composição da chapa.

Esse crescimento de grão é devido ao teor de carbono ser extremamente baixo e ao teor de silício ser alto, se comparado ao do carbono e comparado aos teores de silício da chapa GI e EGP. O silício atrasa a nucleação da ferrita, ou seja, inibe a nucleação da matriz, quando há uma situação favorável que transponha essa inibição, ocorre o crescimento desproporcional dos grãos, neste caso, há formação de grãos colunares de ferrita.

Segundo os resultados da composição química, esta chapa tem 0,0023% C. Para um valor tão baixo temos, no diagrama de fases Fe-C (figura 39), que este aço está em uma região em que o campo austenítico é pequeno. Além disso, pelo diagrama TTT de um aço com 0,15% C (figura 40) já quase não há transformação bainítica, ou seja, se o aço passa por uma situação em que sua temperatura é elevada até a de austenitização, ao ser resfriado formará principalmente ferrita. Logo para um aço com teor de carbono menor que este, a transformação bainítica é ínfima, se não for inexistente.

Assim pode-se dizer que a chapa GA tem uma forte tendência a formar ferrita, quando passa por um grande gradiente de temperatura. Ocorrendo crescimento de uma fase (ferrita) em cima de outra (austenita), ou seja, transformação da microestrutura sólida.

É possível relacionar a distribuição de temperatura das chapas que foram soldadas (figuras 31, 32, 33, 34, 35, 36 e 38) com a figura 11 de distribuição de temperatura na solda ponto. Em que temos a região fundida e a região que foi termicamente afetada, mas não fundiu.

A figura 34 mostra de forma clara o crescimento de grão na fase sólida, visto que tem-se um região fundida bem delineada, ou seja, é visível a região que atingiu temperaturas altas a ponto de fundir. Enquanto que a região que apresenta grãos grandes está logo abaixo, sendo também visível a fronteira que separa uma região

da outra. Esta região de grãos grandes, não fundiu, mas atingiu temperaturas tão altas quanto a de austenitização.

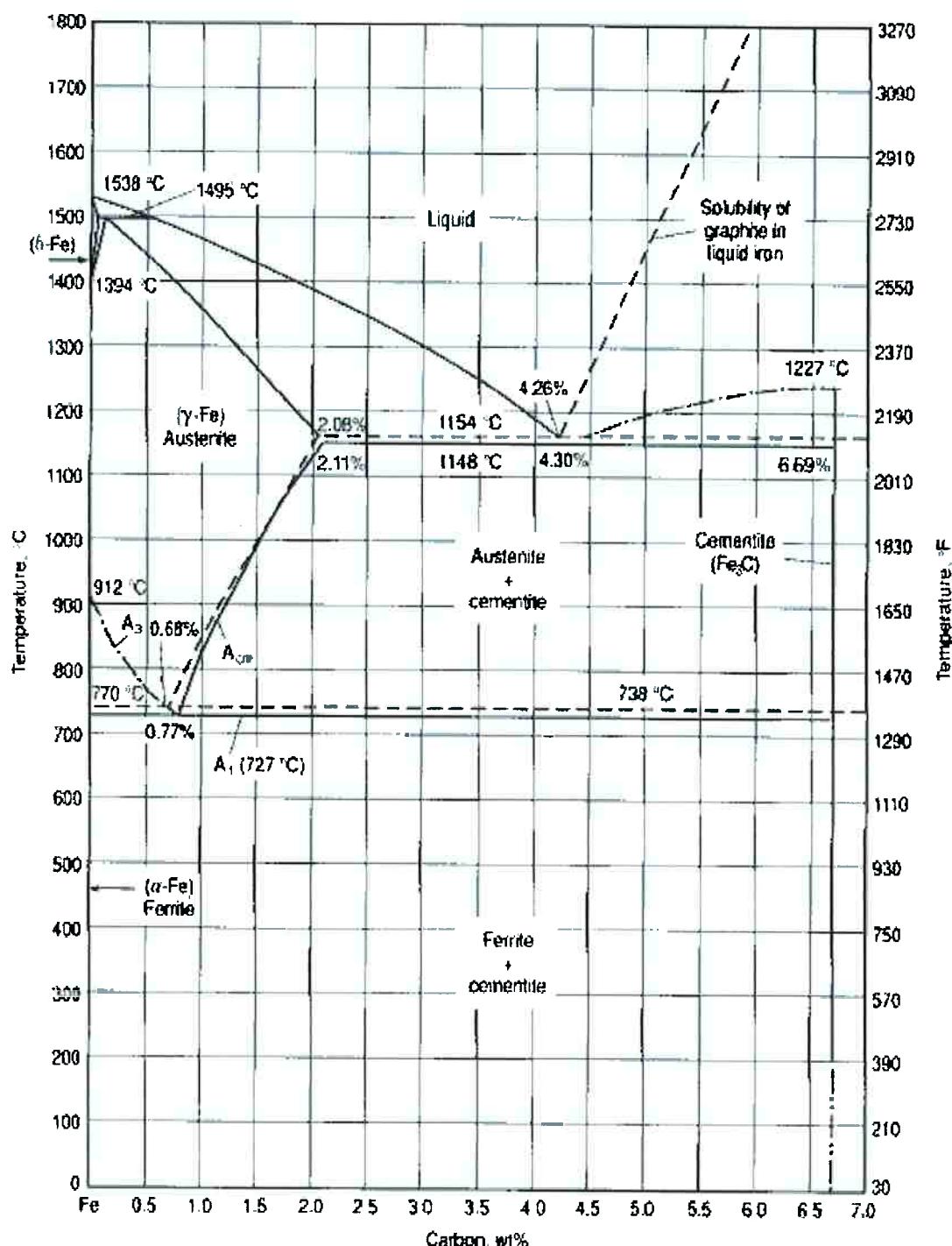


Figura 39: Diagrama de fases Fe-C<sup>[3]</sup>.

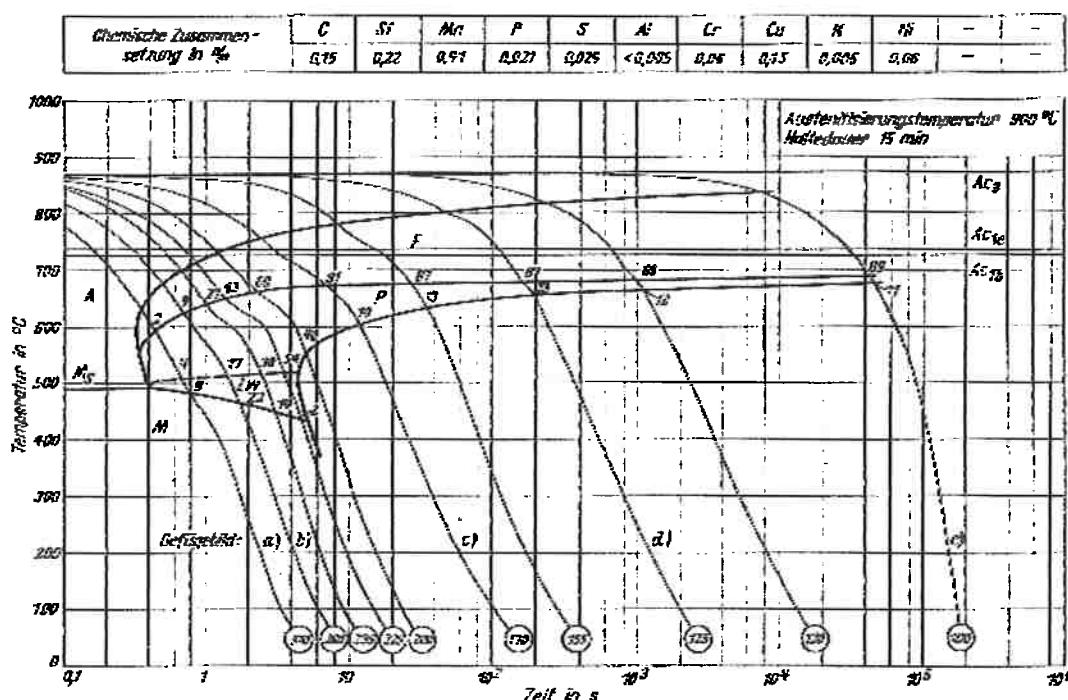


Figura 40: Curva TTT de aço com 0,15% C<sup>[23]</sup>.

### 3.6 Ensaio de “scab corrosion”

O ensaio de “scab corrosion” foi realizado com três chapas, uma GA, uma GI e uma EGP. Os parâmetros e resultados são apresentados a seguir.

**Parâmetros do teste de “scab corrosion”:** 10 ciclos alternados conforme norma VDA 621-415 (DBL 7292).

Variáveis medidas e comparadas com a norma:

- Ferrugem na face:

Exigido pela norma – R<sub>i</sub> = 0

Encontrado para as três chapas – R<sub>i</sub> = 0

- Ferrugem nas bordas:

Exigido pela norma – K<sub>r</sub> = 2

Encontrado para as três chapas – K<sub>r</sub> = 0

- Migração subcutânea no corte:

Exigido pela norma – máximo de 1,0mm

Encontrado para as três chapas – 0,0mm

A seguir temos as fotos das chapas após terem sido retiradas da câmara:

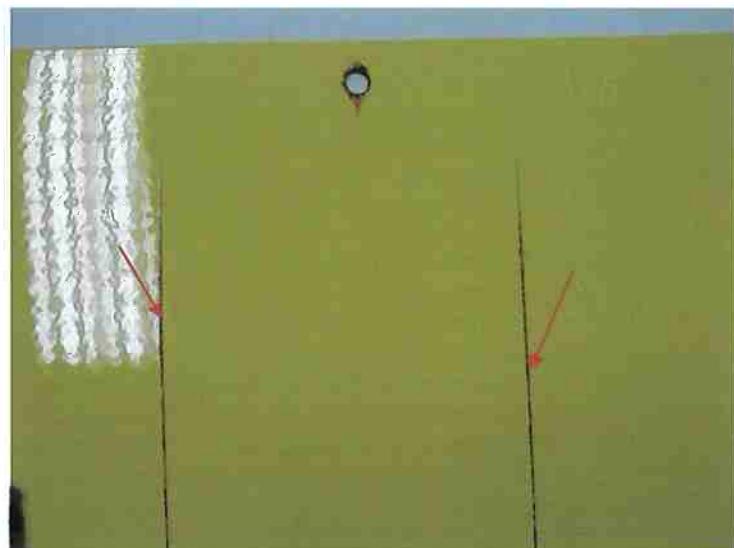


Figura 41: Chapa zincada GA apresentando corrosão apenas na região do corte<sup>[15]</sup>.



Figura 42: Chapa zincada EGP apresentando corrosão apenas na região do corte<sup>[15]</sup>.

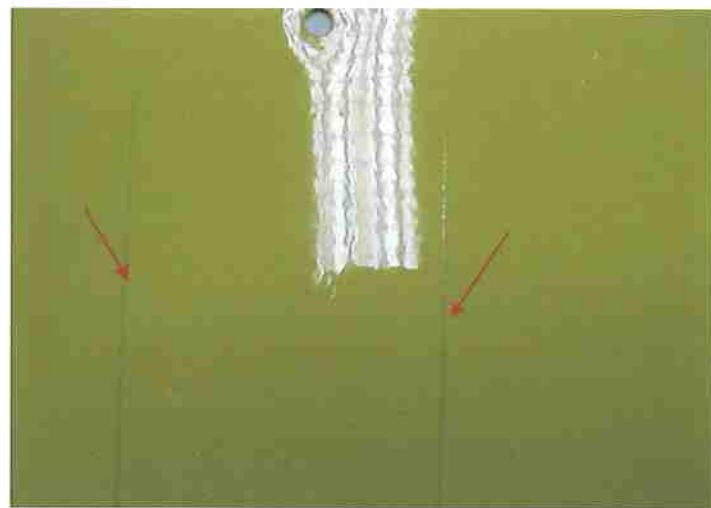


Figura 43: Chapa zincada GI apresentando corrosão apenas na região de corte<sup>[15]</sup>.

Estes resultados já eram de certa forma esperados, uma vez que todas as chapas tem uma superfície de zinco com a finalidade de protegê-las contra corrosão. Logo é esperado que a única área corroída é a parte desprotegida.

#### 4. Conclusões

Comparando todos os resultados com as respectivas normas pode-se ver que todas as chapas estão em conformidade com as mesmas.

A chapa GA pode ser aplicada em partes estruturais da cabina, como porta externa, teto e parede traseira, já que apresenta boa resistência à corrosão e resultados mecânicos parecidos com os das chapas GI e EGP.

O teste de pintura para a chapa GA apresentou resultados satisfatórios, visto que após a pintura a qualidade visual observada é tão boa quanto às outras chapas.

O único teste que deixa algumas dúvidas quanto a isso é o teste de solda ponto. Em que ocorre crescimento anormal de grão na região termicamente afetada da chapa GA. O crescimento anormal de grão acontece devido à composição química da chapa GA, mais especificamente devido aos teores de carbono e silício relacionados.

## Referências

1. Encarte comercial do aço IF-GA da CSN
2. Encarte comercial do aço IF-GA da USIMINAS
3. **ASM Metals Handbook Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys.** New York: McGraw-Hill. Tenth Edition. 01 Set 2005. Volume 1.
4. **ASM Metals Handbook Corrosion Fundamentals, Testing and Protection.** New York: McGraw-Hill. Tenth edition. 01 Set 2005. Volume 13.
5. REUNIÃO TÉCNICA COM A USIMINAS SOBRE AÇOS REVESTIDOS. Mai 2007, Mercedes-Benz. [Trabalhos Apresentados]. [S.I.: s.n.], 44p.
6. EAGAR, T. W.; GEDEON, S. A. **Resistance Spot Welding of Galvanized Steel.** Dez 1987, MIT. 2v.
7. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H. de (Coord.). **Soldagem: processos e metalurgia.** São Paulo: Edgard Blücher. 494p.
8. REUNIÃO TÉCNICA DO LABORATÓRIO DE QUALIDADE DE MATERIAIS METÁLICOS. Ago 2007, Mercedes-Benz. [Trabalhos apresentados]. São Bernardo do Campo: [s.n.], 12p.
9. SHEWMON, P. G. **Transformations in Metals.** United States of America: McGraw-Hill Book Company, 1969. 394p.
10. Notas de aula da matéria PMT2302 Transformações de Fases.
11. Apostila de Solidificação do curso de transformações de fases
12. PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. **Phase Transformations in Metals and Alloys.** 2<sup>nd</sup> ed. London: Chapman & Hall, 1992. 514p.

13. **ASM Metals Handbook Metallography and Microstructure.** New York: McGraw-Hill. Tenth Edition. 01 Set 2005. Volume 9.
14. Comunicação com o Professor Dr. Cesar Azevedo.
15. **REUNIÃO TÉCNICA SOBRE OS ENSAIOS NA CHAPA GA.** Mai-Nov 2007. Mercedes-Benz. [Trabalhos Apresentados]. São Bernardo do Campo: [s.n.]. 12p.
16. **REUNIÃO TÉCNICA SOBRE OS ENSAIOS NA CHAPA GA.** Mai-Nov 2007. Mercedes-Benz. [Trabalhos Apresentados]. São Bernardo do Campo: [s.n.]. 16p.
17. **DIN EN 10142: Continuosly hot-dip zinc coated low carbon steel sheet and strip for cold forming.** Jul 2000. 13p.
18. **DIN EN 10130: Cold-rolled low carbon steel flat products for cold forming.** Fev 1999. 11p.
19. **DBL 4062: Supply Specification Electrolytically zinc coated flat products.** Nov 2006. 6p.
20. Norma ABNT NBR 7008
21. Norma ABNT NBR 5915
22. Norma ISO 14271
23. **Atlas zur Wärmerbehandlung Stähle.** Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1972. Band 2.
24. **UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO. ESCOLA POLITÉCNICA. Diretrizes para Apresentação de Dissertações e Teses.** 3º Edição. São Paulo: 2006. 103p.

## Apêndice A – Programas de solda

Aqui serão especificados os programas de solda utilizados nos ensaios de solda ponto. Bem como a corrente, a força e a pressão aplicados às chapas.

O programa 1 consiste da seguinte seqüência:

<b>TEST FIRE 20 %I</b>	Teste de corrente
<b>FAULT IF TIPS NOT TOUCHING</b>	O programa acusa falta se a ponta do eletrodo não encosta no material
<b>WAIT 001 CY FOR LINE &gt; 360 VOLTS</b>	Espera de 1 ciclo para estabilização da voltagem em 360V
<b>WELD 03 CY. 11000 AMPS</b>	<b>Corrente de 11000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 10000 AMPS</b>	<b>Corrente de 10000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 11000 AMPS</b>	<b>Corrente de 11000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 10000 AMPS</b>	<b>Corrente de 10000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 11000 AMPS</b>	<b>Corrente de 11000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 10000 AMPS</b>	<b>Corrente de 10000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 11000 AMPS</b>	<b>Corrente de 11000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>WELD 03 CY. 10000 AMPS</b>	<b>Corrente de 10000A mantida por 3 ciclos</b>
<b>COOL 10 CYCLES</b>	Resfriamento por 10 ciclos
<b>TURN OFF VALVE 1</b>	Desligamento da válvula 1
<b>HOLD 50 CYCLES</b>	Espera por 50 ciclos
Força: 360 kgf	Pressão: 5 bar

O gráfico exemplificando o comportamento ideal deste programa é apresentado a seguir:

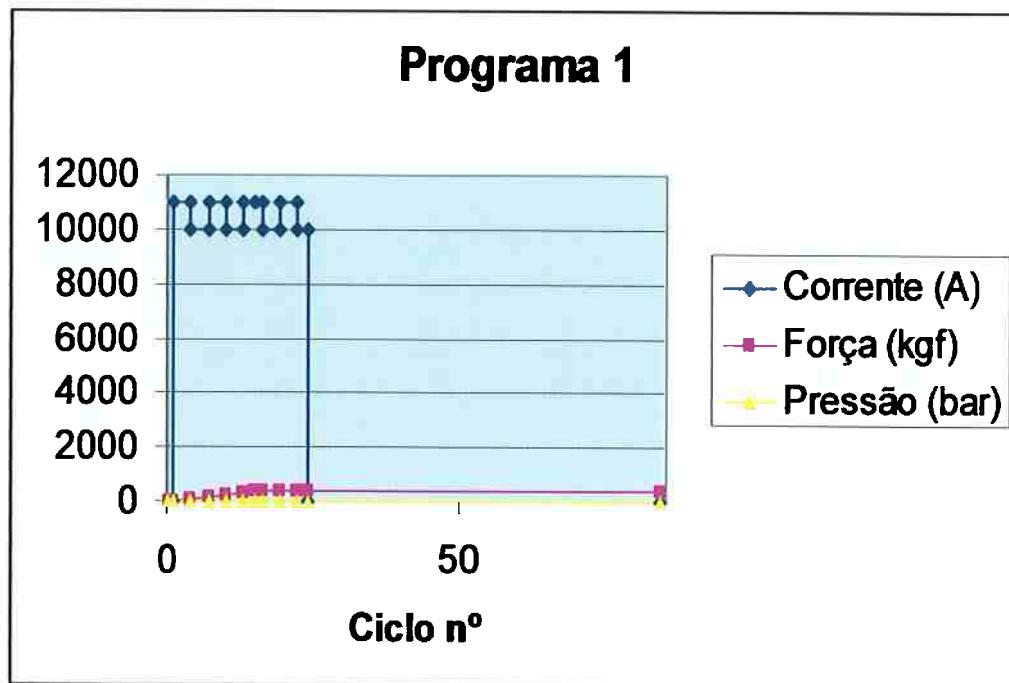


Gráfico 1: Programa 1 da solda ponto, sendo o tempo representado em ciclos.

O programa 2 consiste da seguinte seqüência:

TEST FIRE 20 %I	Teste de corrente
FAULT IF TIPS NOT TOUCHING	O programa acusa falta se a ponta do eletrodo não encosta no material
WAIT 001 CY FOR LINE > 360 VOLTS	Espera de 1 ciclo para a estabilização da voltagem a 360V
IMPULSE = 04 HEAT CY 01 COOL CY	Impulso = 4 ciclos de calor e 1 ciclo de resfriamento
SLOPE 10 IMP 08000 AMPS TO 10000 AMPS	Curva de 10 impulsos, sendo que a corrente é iniciada com 8000A terminando em 10000A.
WELD 05 CY 04000 AMPS	Corrente mantida a 4000A por 5 ciclos
COOL 10 CYCLES	Resfriamento por 10 ciclos
TURN OFF VALVE 1	Desligamento da válvula 1
HOLD 50 CYCLES	Espera por 50 ciclos

Força: 360 kgf

Pressão: 5 bar

A seguir temos uma representação do programa 2 em seu comportamento ideal:

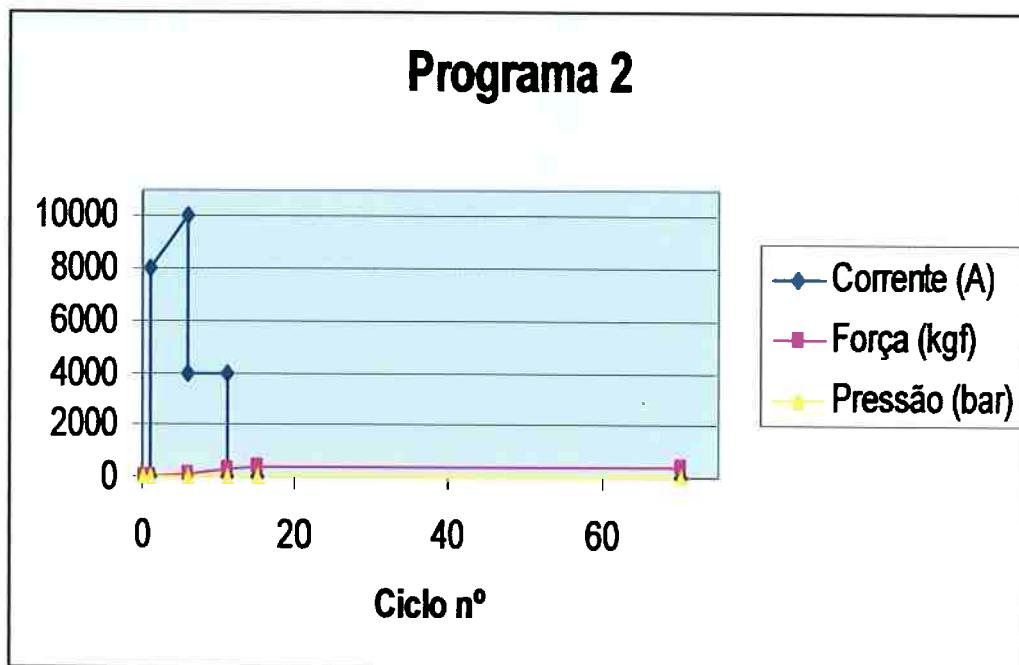


Gráfico 2: Programa 2 da solda ponto. Tempo representado em ciclos.

O programa 4 consiste da seqüência a seguir:

TEST FIRE 20 %I	Teste de corrente
FAULT IF TIPS NOT TOUCHING	O programa acusa falta se a ponta do eletrodo não encosta no material
WAIT 001 CY FOR LINE > 360 VOLTS	Espera de 1 ciclo para estabilização da voltagem em 360V
WELD 06 CY. 08500 AMPS	Corrente mantida a 8500A por 6 ciclos
COOL 02 CYCLES	Resfriamento por 2 ciclos
WELD 06 CY. 07000 AMPS	Corrente mantida a 7000A por 6 ciclos
COOL 02 CYCLES	Resfriamento por 2 ciclos
WELD 06 CY. 07000 AMPS	Corrente mantida a 7000A por 6 ciclos
COOL 10 CYCLES	Resfriamento por 10 ciclos

**TURN OFF VALVE 1** Desligamento da válvula 1  
**HOLD 50 CYCLES** Espera por 50 ciclos  
Força: 360 kgf Pressão: 5 bar  
Uma representação do comportamento ideal do programa 4 é apresentado a seguir:

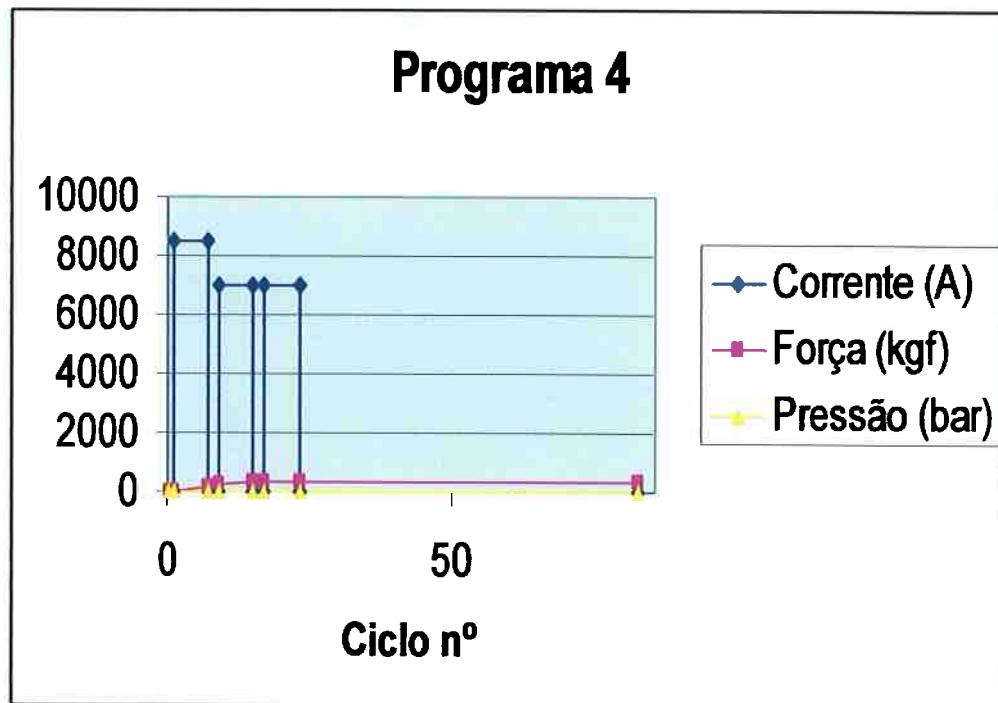


Gráfico 3: Programa 4 da solda ponto. Tempo em ciclos.

O programa 6 realiza a seqüência a seguir:

**TEST FIRE 20 %**

## Teste de corrente

**FAULT IF TIPS NOT TOUCHING**

O programa acusa falta se a ponta do eletrodo não encosta no material

WAIT 001 CY FOR LINE > 360 VOLTS

Espera de 1 ciclo para estabilização da voltagem em 360V

WELD 04 CY-09500 AMPS

Corrente mantida em 9500A  
por 04 ciclos

**SLOPE 06 CY 07500 AMPS TO 08500 AMPS**

## **Curva de 6 ciclos, iniciando em 7500A e terminando em 8500A**

**COOL 05 CYCLES**  
**WELD 14 CY. 9000 AMPS**  
  
**COOL 10 CYCLES**  
**TURN OFF VALVE 1**  
**HOLD 10 CYCLES**  
 Força: 360 kgf

**Resfriamento por 5 ciclos**  
**Corrente mantida a 9000A por 14 ciclos**  
**Resfriamento por 10 ciclos**  
**Desligamento da válvula 1**  
**Espera de 10 ciclos**  
**Pressão: 5 bar**  
 Um exemplo do comportamento ideal do programa 6 é mostrado a seguir:

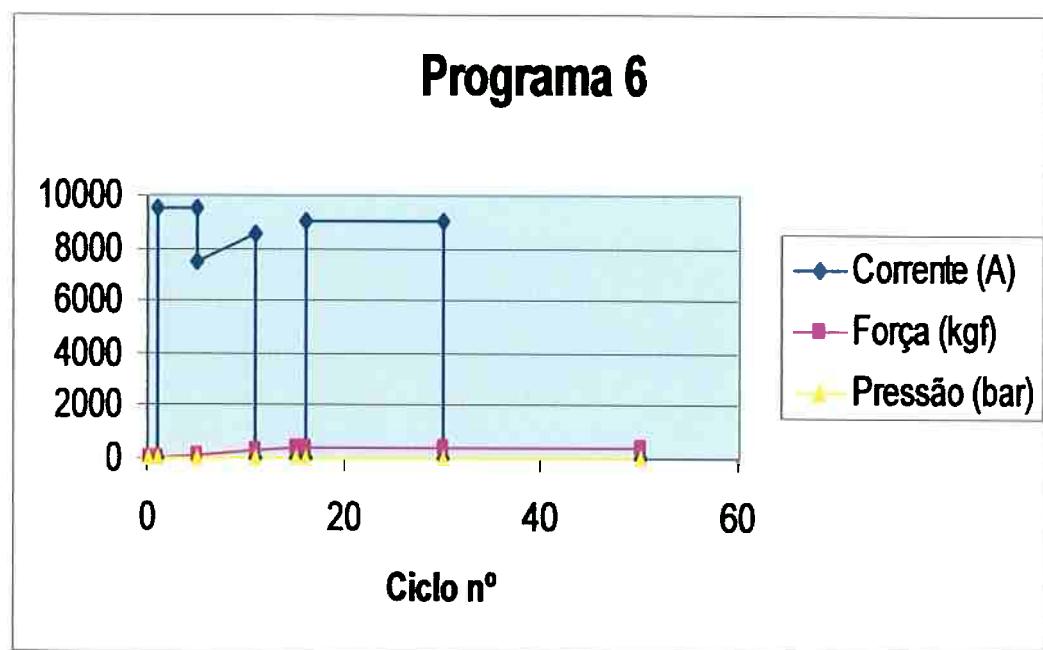


Gráfico 4: Programa 6 da solda ponto. Tempo em ciclos.

O programa 9 realiza a seguinte seqüência:

TEST FIRE 20 %!	Teste de corrente
FAULT IF TIPS NOT TOUCHING	O programa acusa falta se a ponta do eletrodo não encosta no material
WAIT 001 CY FOR LINE > 360 VOLTS	Espera de 1 ciclo para estabilização da voltagem em 360V
WELD 06 CY 08500 AMPS	Corrente mantida a 8500A por 6 ciclos
COOL 02 CY	Resfriamento por 2 ciclos
WELD 16 CY 09300 AMPS	Corrente mantida a 9300A por 16 ciclos

COOL 10 CYCLES

Resfriamento por 10 ciclos

TURN OFF VALVE 1

Desligamento da válvula 1

HOLD 50 CYCLES

Espera de 50 ciclos

Força: 360 kgf

Pressão: 5 bar

O comportamento ideal do programa 9 é apresentado a seguir:

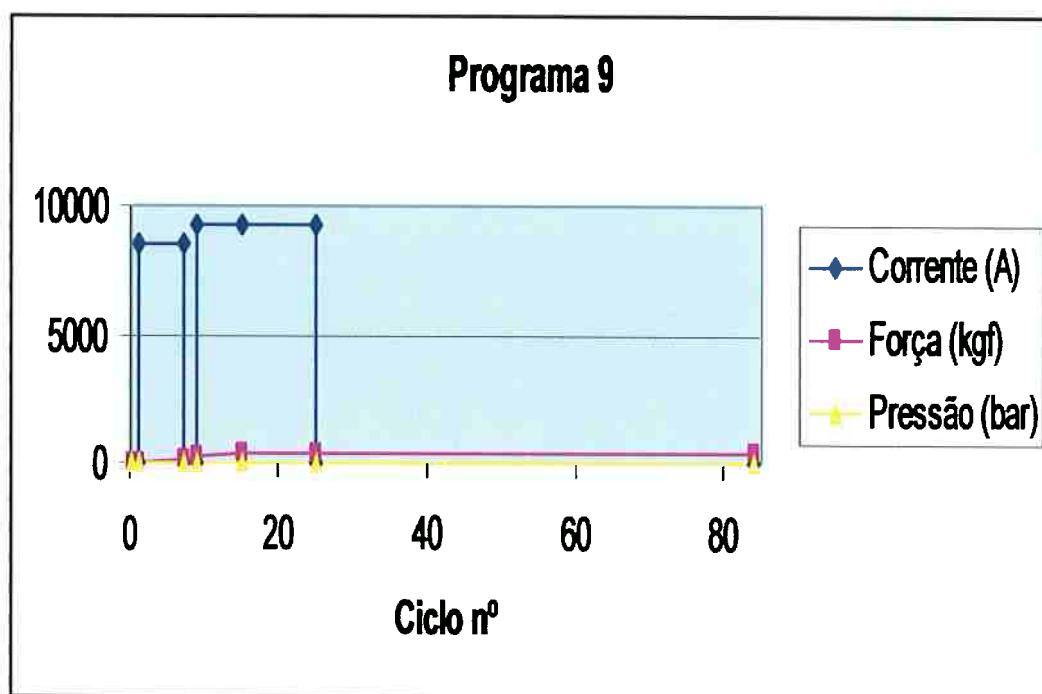


Gráfico 5: Programa 9 de solda ponto. Tempo em ciclos.