

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,
MATERIAIS E DE MINAS.

Dissertação de Mestrado

“Influência do tratamento térmico de austenitização sobre a microestrutura do revestimento e substrato em blanks patchwork de um aço ao boro laminado a frio com revestimento Zn-Fe para conformação a quente”

Autor: João Luiz Costa Carvalho
Orientador: Paulo Roberto Cetlin

Dezembro/2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,
MATERIAIS E DE MINAS.

João Luiz Costa Carvalho

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTENITIZAÇÃO SOBRE A
MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO E SUBSTRATO EM BLANKS
PATCHWORK DE UM AÇO AO BORO LAMINADO A FRIO COM REVESTIMENTO
Zn-Fe PARA CONFORMAÇÃO A QUENTE.

Dissertação de Mestrado a ser apresentada ao Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas
Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Paulo Roberto Cetlin
Co-Orientador: Aldo Henrique de Almeida Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2018

C331i	<p>Carvalho, João Luiz Costa.</p> <p>Influência do tratamento térmico de austenitização sobre a microestrutura do revestimento e substrato em blanks patchwork de um aço ao Boro laminado a frio com revestimento Zn-Fe para conformação a quente [manuscrito] / João Luiz Costa Carvalho. – 2018. 98 f., enc.: il.</p> <p>Orientador: Paulo Roberto Cetlin. Coorientador: Aldo Henrique de Almeida Barbosa.</p> <p>Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.</p> <p>Bibliografia: f. 95-98.</p> <p>1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Conformação de metais - Teses. 4. Laminação (metalurgia) - Teses. 5. Revestimento de metal - Teses. I. Cetlin, Paulo Roberto, 1946-. II. Barbosa, Aldo Henrique de Almeida. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.</p> <p>CDU: 669(043)</p>
-------	--

FOLHA DE APROVAÇÃO
(Secretaria do CPGEM)

À minha querida e amada esposa, Cíntia, e ao meu filho, Samuel, companheiros de
todos os momentos.

Aos meus pais e familiares, pelo exemplo de vida, sobretudo
humildade e honestidade.

AGRADECIMENTOS

O autor agradece a todos que, direta ou indiretamente, contribuíram para o planejamento, execução e conclusão deste trabalho e, de uma forma especial a:

À Deus, sem Ele nada é possível;

À minha esposa, ao meu filho, aos meus pais e minhas irmãs pelo incondicional apoio, ajuda em momentos difíceis, amor e confiança. Por entenderem a minha ausência, respeitar as minhas decisões, desejarem sempre o melhor para mim e sempre acreditaram em meu sucesso profissional;

Ao professor Dr. Paulo Roberto Cetlin pela dedicada orientação e sugestões apresentadas;

Ao Engenheiro e amigo, Adão Vieira de Faria, pelo grande apoio, pelas sábias sugestões e pelos conselhos apresentados ao longo da execução do trabalho, além da sua valiosa contribuição na minha vida profissional;

Aos Engenheiros Aldo Henrique de Almeida Barbosa e João Francisco Batista Pereira, pela orientação, pela amizade, pelas ideias e dedicação para que este trabalho se realizasse;

Ao Engenheiro Henrique Lacerda Eleuterio, pela orientação, pela amizade, pelos ensinamentos, pelas sugestões e apoio no acompanhado dos ensaios laboratoriais tornado meu percurso pelo Mestrado menos árduo;

Aos Engenheiros e colegas Julio Henrique de Araujo Rosa e Marco Antonio Wolff, pelas contribuições em importantes etapas de elaboração deste trabalho;

Aos técnicos e colegas José Januario Zacarias, Juliana Cristina de Paula e todos os técnicos e operadores do centro de Pesquisa da Usiminas, que foram imprescindíveis para a condução das atividades laboratoriais realizadas nesta dissertação;

Aos Engenheiros Eduardo Cortes Sarmiento, Pedro Olindo Pimentel e Ivan de Castro pela confiança, incentivo e apoio para a realização deste trabalho;

À USIMINAS, através da Gerência Geral de Atendimento ao Cliente, Garantia da Qualidade e Produto, e à UFMG, por parte do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pela oportunidade de aperfeiçoamento profissional e pelos recursos que viabilizaram a elaboração deste trabalho.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	VII
LISTA DE FIGURAS	IX
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE NOTAÇÕES	XV
RESUMO	XVI
ABSTRACT	XVII
1. INTRODUÇÃO	19
2. OBJETIVO	21
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1. Conformação a quente de chapas	23
3.1.1 Processo e parâmetros de controle	25
a) Aquecimento	26
b) Estampagem	27
3.1.2 Aços ao boro	28
3.1.3 Aplicação em autopeças e pachtwork	31
3.1.4 Revestimentos anticorrosivos	34
3.2. Revestimentos Zn-Fe para CTS	39
3.2.1. Processo de produção da tira revestida	39
a) Aciaria	39
b) Laminação a quente	41
c) Laminação a frio	43
d) Processo contínuo de tratamento térmico e galvanização	44
3.2.2. Processo de aplicação em CTS	47
a) Transformação de fase a alta temperatura	47
b) Fragilização por Metal Líquido	50
c) Evaporação de Zn	52
3.3. Trincas em peças revestidas estampadas a quente	53
3.4. Janela CTS	58

4. METODOLOGIA.....	65
4.1. Seleção do material	66
4.2. Corpos de prova	67
4.3. Parâmetros dos ciclos de tratamento térmico.....	72
4.4. Ensaio CTS.....	72
4.5. Caracterizações microestrutural, química e de propriedade mecânica.....	74
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	77
5.1. Aspecto superficial.....	77
5.2. Transformação do revestimento após CTS	78
5.3. Avaliação da integridade do revestimento e substrato após CTS.....	83
5.3.1. Região de dobramento	83
5.3.2. Região de estiramento	85
5.4. Avaliação da dureza.....	87
5.5. Janela CTS.....	89
6. CONCLUSÃO	91
7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	95

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Aplicações usuais de peças produzidas por conformação a quente (Macek, 2007).....	19
Figura 3.1: Fluxo do processo de conformação a quente (a) direto e (b) indireto. (Adaptado de Fan <i>et al.</i> , 2008).....	24
Figura 3.2: Tempo x Temperatura do processo de conformação a quente de aço ao boro. (Erhardt, 2008).....	26
Figura 3.3: Evolução da temperatura durante o resfriamento por têmpera em água e conformação a quente. (Nishibata <i>et al.</i> , 2012).	27
Figura 3.4: Propriedades mecânicas dos Aços ao Boro (Karbasiyan <i>et al.</i> , 2010).....	28
Figura 3.5: Curva de transformação de fase (CCT) do aço 22MnB5 (Karbasiyan <i>et al.</i> , 2010;Naderi, 2007).	31
Figura 3.6: Estimativa da demanda de peças conformadas a quente. (Hirota <i>et al.</i> , 2015).....	32
Figura 3.7: Evolução das peças produzidas por conformação a quente em termos de tecnologias e materiais (Adaptado Belanger 2016, Adaptado Belanger 2017).....	32
Figura 3.8: Técnicas para obtenção de propriedades sob medida em coluna B para conformação a quente	33
Figura 3.9: (a) Blank (Lei <i>et al.</i> , 2017) e (b) Peça patchwork (Ahmad <i>et al.</i> , 2014).	34
Figura 3.10: Avanço de corrosão sobre a superfície riscada de painéis pintados após 10 semanas de teste ciclado de corrosão conforme norma VDA 621-415. (Dosdat <i>et al.</i> , 2011).....	36
Figura 3.11: Avanço de corrosão sobre a superfície riscada de painéis pintados após 6 semanas de teste ciclado de corrosão conforme norma VDA 233-102. (Jönsson <i>et al.</i> , 2017).....	37
Figura 3.12: Aspecto superficial do blank (a), da peça com e sem JV (b) e da peça fosfatizada e pintada com e sem JV (c). (Carvalho <i>et al.</i> , 2014).....	38
Figura 3.13: Resultados do avanço total médio de corrosão medidos nas peças produzidas a partir de aço 22MnB5 com revestimento Zn-Fe, nas condições com e sem jateamento, fosfatizadas e pintadas, de acordo com as normas ASTM B117, SAE 2334 e NM para tempos de 500 a 3000 h. (Carvalho <i>et al.</i> , 2014).....	39
Figura 3.14: Fluxo do processo de produção do aço na aciaria e alguns de seus principais parâmetros de controle.	40

Figura 3.15: Fluxo (a) e gráfico Tempo x Temperatura (b) do Processo de Laminação a Quente.....	42
Figura 3.16: Curva CCT do aço da tira.....	43
Figura 3.17: Fluxo do processo de laminação a frio.	43
Figura 3.18: Fluxo (a) e gráfico Tempo x Temperatura (b) do Processo Contínuo de tratamento térmico e galvanização (Adaptado Usiminas, 2016).....	44
Figura 3.19: Fases intermetálicas presentes na seção transversal de uma Tira revestida por imersão de 1 min em banho de Zn a 460°C e posteriormente tratada termicamente em um forno de indução a 585°. ..	46
Figura 3.20: Aspecto da seção do revestimento via BSE de amostra de aço ao boro de 2,6mm de espessura, revestido com ZnFe com camada inicial de 10 micrometros, submetida a tratamento térmico por 150 s em forno a 900°C. Adaptado (Takahashi <i>et al.</i> , 2017).	48
Figura 3.21: Aspecto da seção e análise de Fe e Zn ao longo da espessura do revestimento da tira antes do processo CTS (a) e (b) e da peça após CTS (c) e (d). Adaptado de Carvalho <i>et al.</i> (2014).....	49
Figura 3.22: Curva de Tensão X Deformação e engenharia para o aço 22MnB5 não revestido e revestido com Zn puro submetidos a deformações em diferentes temperaturas. (Lee <i>et al.</i> , 2012)	51
Figura 3.23: Seção transversal em MEV equipado com sistema EMPA para análise química da distribuição do Zn na superfície da amostra submetida a tração a 850°C (a) e submetida a tração a 700°C (b). (Lee <i>et al.</i> , 2012).51	
Figura 3.24: Diagrama de fases Zn-Fe com destaque para as fases predominantes no blank (Zn > 70%) e da peça após CTS (Zn < 45%), além da região susceptível a ocorrência de trincas. Adaptado de Lee <i>et al.</i> , (2012).	52
Figura 3.25: Mapa dos elementos de Fe, Zn, Al e O para amostras de aços revestida com Zn aquecidas a 900°C em atmosfera oxidante. (Lee <i>et al.</i> , 2011). .53	
Figura 3.26: Imagem em microscópio eletrônico de varredura de diferentes tipo de trincas em regiões específicas da peça no formato ômega produzidos pelo processo CTS em escala laboratorial (Drillet <i>et al.</i> , 2012).Ensaios mecânicos	54
Figura 3.27: Propagação de micro-trincas no substrado de aços revestidos após processo CTS; com detalhe via MO da camada de ferrita de espessura próxima a 4 µm (a) e, detalhe em MEV do aspecto da trinca (b). (Drillet <i>et al.</i> , 2012).....	55
Figura 3.28: (a) Geometria da ferramenta com posição dos canais de refrigeração; (b) resultado da geometria da peça estampada no formato ômega. Adaptado (Järvinen <i>et. al.</i> 2016)..	56

- Figura 3.29: Imagens em MEV de amostras de aço ao boro revestido com ZnFe após simulação do processo CTS na produção de peças no formato ômega, revelando ocorrência de macro-trincas em (a) provocados por LME, associadas a amostras estampadas após curto tempo de permanência no forno, e a ocorrência de micro-trincas em (b) associadas a regiões de maior atrito da peça com a ferramenta. (Järvinen et. al., 2016).56
- Figura 3.30: - Geometria da ferramenta com posição dos canais de refrigeração para estampagem da peça no formato “V-bend”. (Takahashi et. al., 2017).....57
- Figura 3.31: Mapeamento por EPMA de imagem via MEV da secção transversal de uma trinca gerada em uma amostra aquecida por 180 s. Silveriojlc35(Takahashi et. al., 2017)57
- Figura 3.32: Mudanças na profundidade de trinca que penetraram no substrato em função do tempo de aquecimento no forno. Os asteriscos indicam a ausência de LME. (Takahashi et. al., 2017).58
- Figura 3.33: (a) Geometria da ferramenta; (b) resultado da geometria da peça estampada no formato copo e aspecto superficial da peça em função do tempo e temperaturas testados. (Seok et.al., 2015).....59
- Figura .3.34: Curva de aquecimento de tiras de aço do boro, dimensões 1,5 x 100 x 100mm, revestidas com Zn-Ni e Zn Puro, submetidas ao forno com temperatura constante de 880°C. (Kondratiuk et al.,l. 2011)60
- Figura 3.35: Evolução das transformações de fase no revestimento em função do tempo de permanência no forno e da temperatura da superfície da amostra. As frações de fase estão representadas pela porcentagem de área calculado na imagem de mapeamento de fases via MEV/EDX. (Kondratiuk et al., 2011).....60
- Figura 3.36: Condições ideais de tempo e temperatura conforme recomendações de dois fornecedores para processo de aços ao boro revestido com AlSi, ZnFe e Zn puro.(Hall et al., 2012).61
- Figura 3.37: Janela CTS para aquecimento do blank na produção industrial da peça a partir de tira de aço ao boro, 1,6mm de espessura e camada de revestimento 80g/m2 por face. Adaptado (Hall et al., 2012).....62
- Figura 3.38: - Análise microestrutural via MO em regiões de estiramento e tração da peça (Carvalho et al., 2014).....63
- Figura 4.1: Fluxo de transformações de fases intermetálicas (ζ , δ , Γ_1 e Γ) dando origem a solução sólida Fe(α)-Zn previstos no revestimento Zn-Fe durante o tratamento térmico. Adaptado de Lee et al., (2012).....65
- Figura 4.2: Esquema de montagem dos blanks patchwork, onde os círculos na figura indicam os pontos de solda68
- Figura 4.3: Mufra Thermolyne.....70

Figura 4.4: Sistema de aquisição de dados do fabricante GRANT, modelo Squirrel série 1200.	70
Figura 4.5: Ciclos térmicos empregados para tratamento térmico dos blanks patchwork de 3,0 mm (a) e 3,4 mm (b).	71
Figura 4.6: Desenho do forno Mufla e Prensa hidráulica com detalhe do conjunto punção/Matriz e Sistema de refrigeração em (a) e perfil geométrico do blank (b) e peça (c).	73
Figura 4.7: Regiões do patchwork onde foram realizadas análise de caracterização ..	75
Figura 5.1: Aspecto das peças após CTS submetidas a diferentes ciclos térmicos	77
Figura 5.2: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento	78
Figura 5.3: Imagens em MEV do blank (a) e da peça após CTS a 920°C por 340 s (b), e ainda análise de Fe e Zn ao longo da espessura do revestimento	79
Figura 5.4: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento do patchwork após CTS a 900°C.....	80
Figura 5.5: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento do patchwork após CTS a 920°C.....	80
Figura 5.6: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento do patchwork após CTS a 940°C.....	81
Figura 5.7: Contagem da porcentagem em massa de Fe e Zn presente nos constituintes do revestimento após o processo CTS a 920°C, nas duas faces do blank patch de 1,2 mm de espessura. Sendo, (SS) solução sólida, (CI) compostos intermetálicos e (Oxi) óxidos superficiais.....	82
Figura 5.8: Contagem da porcentagem em massa de Fe (a) e Zn (b) na solução sólida das faces internas e externas, após processo CTS nos parâmetros tempo e temperatura estudados	83
Figura 5.9: Microestrutura na região de dobramento da peça dos dois blanks que compõe a região do patchwork, raio externo blank principal (a) e raio externo blank patch (b), via MO após CTS para tempo de 340 s a 920°C.. ..	84
Figura 5.10: Microestrutura na região de dobramento da peça no blank principal (a) e no blank patch (b) via MO após CTS do modelo patchwork de 3,4 mm a 920°C.....	84
Figura 5.11: Microestrutura na região de dobramento da peça no blank principal (a) e no blank patch (b) via MO após CTS do modelo patchwork de 3,0 mm a 920°C.....	85

- Figura 5.12: Microestrutura na região de estiramento da peça dos dois blanks que compõe a região do patchwork, raio externo *blank* principal (a) e raio externo *blank patch* (b), via MO após CTS para tempo de 340 s a 920°C85
- Figura 5.13: Microestrutura na região de estiraemnto da peça no blank principal (a) e no blank patch (b) via MO após CTS do modelo patchwork de 3,0 mm a 920°C.....86
- Figura 5.14: Microestrutura na região de estiramento da peça no *blank* principal (a) e no *blank patch* (b) via MO após CTS do modelo patchwork de 3,4 mm a 920°C.....86
- Figura 5.15: Mapeamento da composição química na região de estiramento contendo trinca no modelo de patchwork 3,4 mm após CTS a 920°C por 340 s.....87
- Figura 5.16: Distribuição de dureza ao longo da espessura do patchwork em todos os parâmetros de tempo e temperatura estudados para modelo de patchwork de 3,4 mm (a) e 3,0 mm (b). Obs.: LIE 400 HV é o valor de dureza mínimo especificada pelo mercado [17].....88
- Figura 5.17: Janela CTS para aquecimento do blank e produção industrial da peça...88

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1: Composição típica de aços ao boro para conformação a quente. (Naderi, 2007; Karbasian <i>et al.</i> , 2010).....	29
Tabela III.2: Propriedades mecânicas típicas de aços ao boro para conformação a quente. (Naderi, 2007; Karbasian <i>et al.</i> , 2010).....	29
Tabela III.3: Composição química da tira em % massa (Usiminas, 2016).	41
Tabela III.4: Quantidades relativas das fases Zn-Fe na camada de revestimento da Tira pronta obtidas por difração de raios X	46
Tabela III.5 : Relação da porcentagem de massa de Zn via EDX no revestimento e proporção das fases encontradas via análise de raios X em diversos tempos de tratamento. (Takahashi <i>et al.</i> , 2017).....	48
Tabela IV.1: Composição química básica do aço 22MnB5.	67
Tabela IV.2: Propriedades mecânicas típicas como laminado	67
Tabela IV.3: Massa de camada de Zn das amostras de aço 22MnB5-GA.....	67
Tabela IV.4: Análises que serão realizadas neste estudo.....	75

LISTA DE NOTAÇÕES

Alo	Alongamento percentual
A _{r3}	Temperatura inicial de transformação da austenita
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BFH	<i>Bobina Full Hard</i>
Ceq	Carbono equivalente
CP	Corpo-de-prova
CTS	Conformação e têmpera simultâneas
EDS	Energy Dispersive X-Ray Analysis
EMPA	Energy Dispersive X-Ray Analysis
Esp	Espessura
HV ₁₀	Dureza <i>Vickers</i> com carga de 10 kgf
ISO	<i>International Standard Organization</i>
Kgf	Kilograma-força
LD	Convertedor básico a oxigênio
LE	Limite de escoamento
LME	Liquid Metal Embrittlement
LE/LR	Relação elástica
LR	Limite de resistência
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio óptico
n	Expoente de encruamento
Pa	Pascal
PHS	<i>Press Hardening steels</i>
α	Ferrita
ϵ	deformação verdadeira
σ	Tensão verdadeira
γ	Austenita

RESUMO

A demanda por aços temperáveis e revestidos, destinados à produção de autopeças relacionadas com a segurança de passageiros, através do processo de conformação e têmpera simultâneas (CTS), triplicou nos últimos três anos no Mercosul, chegando a quase 60 kt/ano. Os aços ao boro laminados a frio, com revestimentos Zn-Fe ou galvannealed (GA), estão sendo disponibilizados no mercado por serem eficientes em promover a proteção catódica da peça, além de apresentar um comportamento estável no processo de soldagem. Este aço foi desenvolvido pela Usiminas recentemente, recebendo o nome comercial de USIGALGAPHS1500, após um trabalho intenso de parceria com autopeças e montadoras no desenvolvimento e homologações. No presente trabalho, foi avaliada a influência do tratamento térmico de austenitização, anterior à conformação a quente, sobre a integridade do revestimento e substrato de um aço ao boro, com revestimento Zn-Fe, em peças produzidas por CTS em escala laboratorial, a partir de blanks patchwork com espessuras totais de 3,0 mm e 3,4 mm. Os resultados revelaram que as transformações do revestimento após CTS, nas condições avaliadas, foram equivalentes nas faces internas e externas dos *blanks* que compõem o patchwork, dando origem a um revestimento íntegro, com predominância de solução sólida e porcentagem em massa de Zn variando de 20% a 40%. Os substratos avaliados, nas regiões externas dos raios de dobramento das peças, foram isentos de trincas. Blanks mais espessos, como os de 3,4 mm, poderão exigir tempos maiores que 340 s de permanência no forno para uma têmpera mais eficiente da peça e temperaturas de forno de 900°C e 920°C produziram peças com aspecto superficial mais homogêneo.

Palavras-chave: conformação a quente; galvannealing (GA), Revestimento Zn-Fe; Aço ao Boro.

ABSTRACT

The demand for coated boron steels for auto parts, processed by direct hot forming, has tripled in the last three years in Mercosur, reaching almost 60 kt / year. Cold rolled boron steel, coated with Zn-Fe or galvanized (GA), offers a very efficient cathodic protection of the parts and a stable behavior in the welding process. This steel was developed recently by Usiminas, receiving the commercial name of USIGALGAPHS1500. The effect of austenitizing heat treatment on the coating and substrate microstructures were evaluated in this study, for blank patchworks with total thickness of 3.0 mm and 3,4 mm. The results showed that the coating evolution after direct hot forming under the conditions evaluated, were equivalent in the internal and external faces of the patchwork blanks, prevailing in the coating a compact solid solution with a mass percent Zn composition between 20% and 40%. The substrates evaluated, in the external regions of bending specimens were free of cracks. Thicker blanks, such as 3.4 mm, may require furnace times higher than 340 s to achieve a more efficient quenching of the part. Furnace temperatures of 900°C and 920°C led to with a more homogeneous surface appearance.

Keywords: press hardening steels; galvannealing (GA); Zn-Fe coating; boron steel

1. INTRODUÇÃO

A evolução dos projetos dos automóveis em busca da melhor relação entre segurança automotiva e redução de peso das carrocerias resulta, atualmente, entre outros, na demanda de aços temperáveis e revestidos, dedicados à produção de peças de alta resistência com formas complexas, especialmente no caso de peças relacionadas com a segurança de passageiros, através do processo conformação e têmpera simultânea (CTS), conhecida também *Hot Stamping*, *Hot Forming* ou PHS (*Press Hardened Steels*) (Ghanbari, 2013). A produção mundial de peças conformadas a quente cresceu rapidamente nos últimos anos, saltando de 107 milhões de peças em 2007 (Fan *et al.*, 2012), para um volume superior a 300 milhões de peças em 2015 (Hirota *et al.*, 2015). No Brasil, a previsão da demanda de peças prevê um salto de 5 milhões em 2015 para quase 20 milhões de peças em 2020 (Hirota *et al.*, 2015). Considerando um consumo médio de 4,0 kg de aço por peça, pode se estimar uma demanda de 80 mil ton em 2020, o que representaria para o mercado de venda de aços um potencial de faturamento bruto de mais de 80 milhões de dólares (Colombo, 2017). A figura 1.1 a seguir ilustra as aplicações típicas das peças conformadas a quente (Macek 2007).

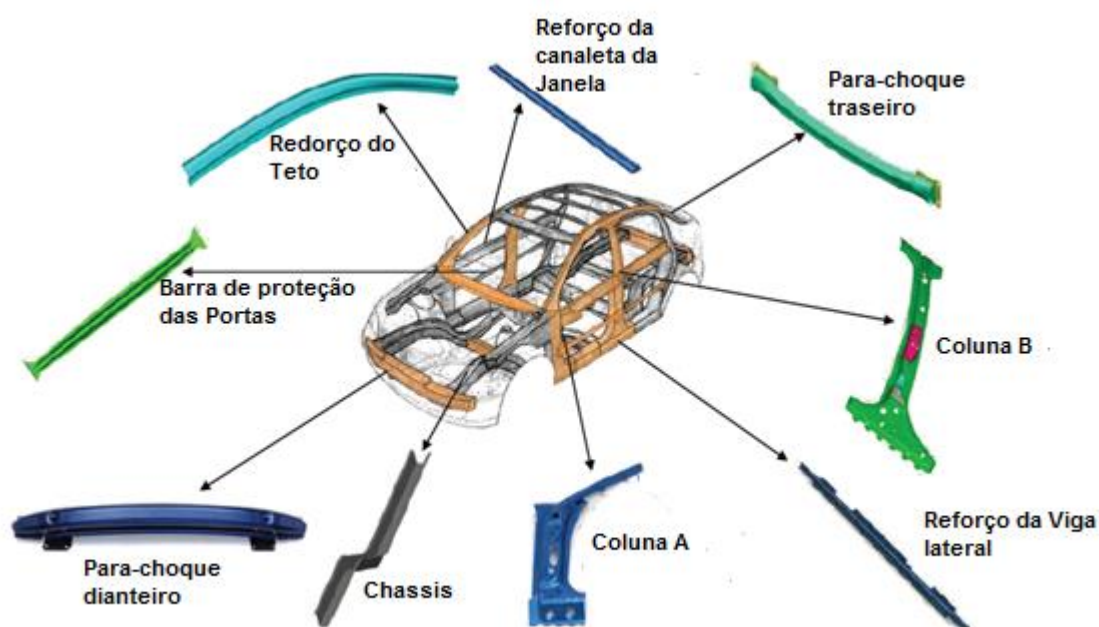


Figura 1.1: Aplicações usuais de peças produzidas por conformação a quente (Macek 2007)

Aços revestidos com a liga alumínio silício (Al-Si) atualmente têm sido os mais utilizados pela indústria automobilística em peças produzidas por CTS, visto que oferecem uma proteção de barreira adequada contra a corrosão (Ghanbari, 2013). No entanto fissuras podem ser geradas pela deformação durante a conformação, e a corrosão pode ocorrer nas áreas onde a camada de revestimento é danificada (Lee *et al.*, 2012). Para superar tais limitações, revestimentos à base de Zn, usados anteriormente por muitos anos no processo indireto, estão sendo recentemente estudados para aplicações em CTS com o objetivo de substituir o revestimento Al-Si convencional (Ghiotti *et al.*, 2014). O revestimento Zn-Fe pode ser uma das alternativas viáveis para conformação a quente, pois além da proteção de barreira contra corrosão, é muito eficiente para promover a proteção catódica do aço (Autengruber *et al.*, 2012). Outra vantagem do revestimento Zn-Fe é o seu comportamento mais estável no processo de solda, por apresentar menor resistência a passagem de corrente quanto comparado ao Al-Si. (Ighodaro *et al.*, 2016) e também, o fato de já fazer parte do portfólio de produtos da Usiminas, com o aço USIGALVE GA PHS1500, um produto diferenciado, especialmente projetado para a conformação a quente, após um trabalho intenso de parceria com autopeças e montadoras no desenvolvimento e homologações.

Apesar das características relevantes do revestimento Zn-Fe, o processamento desse aço na CTS exige controles mais restritos da taxa de aquecimento, devido ao ponto de fusão mais baixo do Zn-Fe quando comparado a liga de Al-Si (Järvinen *et al.*, 2016).

2. OBJETIVO

Estudar a influência do tratamento térmico de austenitização sobre a integridade do revestimento e substrato, em blanks soldados a ponto do tipo patchwork, na produção de peças pelo processo piloto de conformação e têmpera simultâneas (CTS), utilizando tiras laminadas a frio de aço baixo carbono microligado ao boro, revestidas com a liga Zn-Fe; além da necessidade da têmpera homogênea da peça, deseja-se obter substrato isento de trincas e revestimento capaz de fornecer proteção catódica à peça.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será abordada uma revisão bibliográfica da literatura relevante sobre o processo de conformação a quente de chapas, em especial estudos recentes relacionados à aplicação de aços ao boro com revestimento Zn-Fe neste processo. Os estudos serão concentrados principalmente na influência do tratamento térmico de austenitização do *blank* em fornos com sistema de aquecimento por radiação e convecção, sobre a integridade estrutural do substrato e do revestimento Zn-Fe em simulações laboratoriais.

3.1. Conformação a quente de chapas

Para um aço com uma determinada composição química, o maior valor de limite de resistência possível é obtido quando sua microestrutura é completamente martensítica (Fan *et al.*, 2008). Neste sentido a conformação ou a estampagem a quente de chapas, comumente denominado *press hardening*, *hot stamping* ou *hot forming*, contribui para a produção de peças de alta resistência aquecendo o blank para austenitização do aço e, em seguida, conformando em uma ferramenta refrigerada promovendo a têmpera e conseqüentemente a predominância de estrutura martensítica na peça, resultando em resistência mecânica acima de 1500MPa.

O processo de conformação a quente de chapas tem seus primeiros registros em 1977, quando Erland Lundström, um cientista sueco patenteou um processo para produzir peças de reforço para estruturas metálicas pesadas (Lundström 1977). Na indústria automobilística as primeiras aplicações foram realizadas pela montadora sueca SAAB nas colunas laterais dos modelos SAAB 9000 (Tisza 2017).

Atualmente o sistema de aquecimento por radiação e convecção é o mais usado nos fornos de aquecimento para o processo de estampagem a quente. O aquecimento é promovido pela queima de gás combustível através de tubos radiantes em um forno por onde as peças passam por meio de rolos. O ambiente do forno é separado por zonas com aquecimentos diferenciados, que variam de 500 a 1000°C, podendo o forno atingir até 40 metros de comprimento. A taxa de aquecimento da peça é

controlada pela velocidade dos rolos e também pela temperatura das diferentes zonas do forno.

Existem dois tipos principais de conformação a quente: o direto e o indireto. No método indireto, a conformação e a têmpera são feitas em etapas separadas, ao passo que o método direto utiliza conformação e têmpera simultâneas (CTS). A figura 3.1 ilustra os dois processos de conformação a quente (adaptado de Fan *et al.*, 2008).

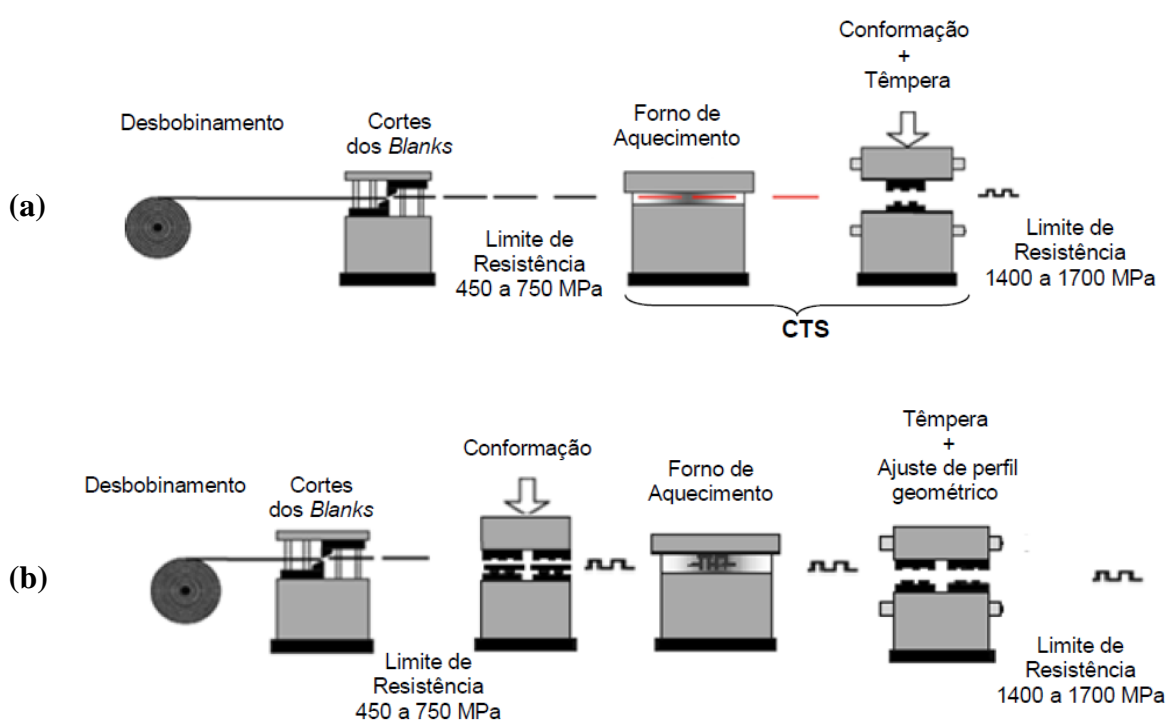


Figura 3.1: Fluxo do processo de conformação a quente (a) direto e (b) indireto. (Adaptado de Fan *et al.*, 2008).

No processo CTS, figura 3.1 (a), o aço é conformado no estado austenítico após aquecimento dos blanks entre 850 a 950°C, o que confere boa conformabilidade ao material, permitindo a formação de peças complexas de modo mais eficiente do que com a tradicional conformação a frio, figura 3.1 (b). No instante da conformação no processo CTS a peça sofre arrefecimento através da ferramenta que é refrigerada a água, provocando no aço uma transformação microestrutural com predominância de martensita, obtendo-se resistência mecânica acima de 1400 MPa e predominância do perfil geométrico. Já no processo indireto, figura 3.1 (b), o aço é conformado a frio, posteriormente a peça é aquecida, e em seguida processada em uma prensa

refrigerada para processo de têmpera e ajuste do perfil geométrico. O processo direto tem menos etapas de processamento, que se traduz em maior eficácia e menor custo (Ghanbari, 2013), sendo utilizado em maior escala pela indústria.

A produção de componentes de aço com requisitos de propriedades mecânicas elevadas, através do processo de conformação a quente, requer conhecimento e controle dos procedimentos de produção tanto do aço quanto da peça. Deste modo, as propriedades finais das peças tornam-se previsíveis e ajustáveis com base na interação dos diferentes parâmetros do processo de conformação a quente, como o tempo e a temperatura. (Karbasián 2010).

3.1.1 Processo e parâmetros de controle

O sucesso da produção de peças de alta resistência através do processo de conformação a quente de chapas está associado à combinação adequada dos parâmetros de controle como taxa de aquecimento, tempo de permanência no forno e taxa de resfriamento durante a estampagem (Hall *et al.*, 2013).

A figura 3.2, ilustra um exemplo de ciclo de processo envolvendo os parâmetros tempo e temperatura (Erhardt, 2008) que deverão ser ajustados de acordo com aço e o tipo de revestimento. Tanto a espessura do aço quanto do revestimento exigem controles específicos destes parâmetros (Järvinen *et al.*, 2016; Hall *et al.*, 2013).

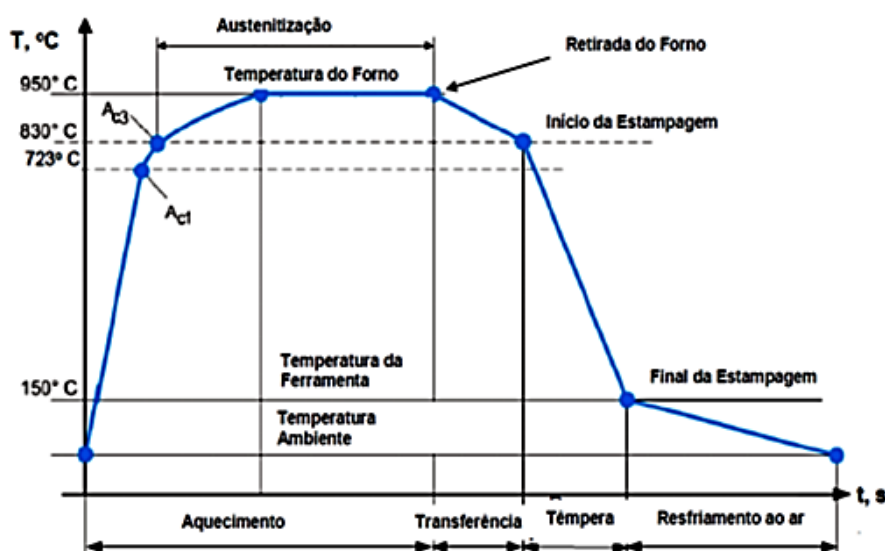


Figura 3.2: Tempo x Temperatura do processo de conformação a quente de aço com boro. (Erhardt 2008).

a) Aquecimento

Na etapa de aquecimento representado na figura 3.2, as taxas de aquecimento são ajustadas de forma a se obter uma temperatura alvo no blank em um tempo determinado de processo. Um dos principais problemas enfrentados no processo de conformação a quente de chapas é manter a durabilidade e a integridade do revestimento durante o tratamento térmico. O controle destas taxas, além de conferir produtividade à linha, são determinantes na qualidade superficial e microestrutural dos blanks revestidos (Fan *et al.*, 2012).

De acordo com Ghanbari (2013), os perfis de aquecimento industrial muitas vezes têm duas taxas de aquecimento, geralmente uma mais rápida no início, para aquecer as amostras a uma temperatura entre 500-700°C, e, em seguida, uma mais lenta para atingir a temperatura final de austenitização. Ainda de acordo com Ghanbari (2013), o intervalo da taxa de aquecimento para o passo mais lento é tipicamente entre 4 °C/s a 8 °C/s e o tempo de permanência do blank no forno está entre 150 a 300 segundos. Este tempo, além de estar associada à necessidade de se atingir uma temperatura alvo homogênea sobre o blank, está ligado também ao controle de qualidade dos materiais revestidos submetidos ao processo de conformação a quente. A evolução

da microestrutura durante o aquecimento, tanto do revestimento quanto do substrato, será discutida nos capítulos a seguir.

b) Estampagem

Na etapa de estampagem, onde se conclui o processo de tratamento térmico no mesmo instante em que a peça é conformada, o resfriamento da ferramenta deve ser suficiente para retirar calor da peça na taxa adequada a fim de promover a têmpera do material. De acordo com Fan *et al.*, (2008), esta taxa para aços ao boro é tipicamente de 40 a 100°C/s.

Nishibata *et al.*(2012), compararam as taxas de resfriamento do processo de conformação a quente e de têmpera direta em água, figura 3.3. A taxa de resfriamento durante a têmpera em água pode ser considerada como da ordem de 1000°C/s, enquanto que no processo de conformação a quente com matrizes planas ocorreria uma taxa mais rápida no início, entre 800 e 400°C, na ordem de 60°C/s e outra mais lenta no final, entre 400 e 200°C, na ordem de 40°C/s (Nishibata *et al.*, 2012).

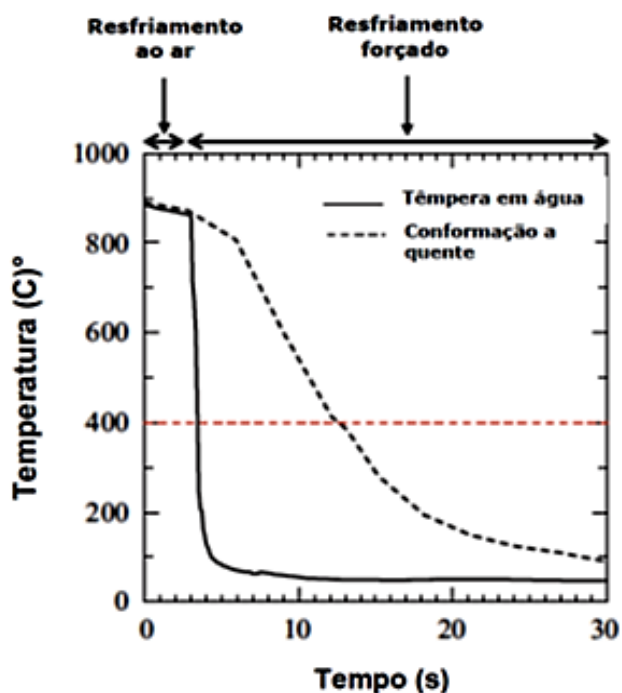


Figura 3.3 Evolução da temperatura durante o resfriamento por têmpera em água e conformação a quente. (Nishibata *et al.*, 2012).

Durante a operação de transferência do blank para a prensa, o material está sujeito a uma perda de calor, conforme representado na figura 3.2 e também na figura 3.3 na etapa de resfriamento ao ar. Em linhas industriais esta operação é realizada geralmente por braços robotizados sincronizados com a velocidade da linha, garantindo que o material seja estampado na temperatura correta.

3.1.2 Aços ao boro

As pesquisas sobre aplicação de aços de alta resistência tem seguido a constante demanda do mercado por peças mais leves e mais resistentes. A figura 3.4 mostra alguns exemplos destes aços, incluindo no grupo os aços ao boro adequados para a conformação a quente (Karbasián *et al.*, 2010). Esses aços, como laminados e recozidos, exibem uma microestrutura ferrítica-perlítica com uma resistência à tração de cerca de 600MPa. Após a austenitização, seguida pelo processo de conformação e têmpera em ferramenta refrigerada, o componente possui no final uma microestrutura predominantemente martensítica com uma resistência de cerca de 1500MPa.

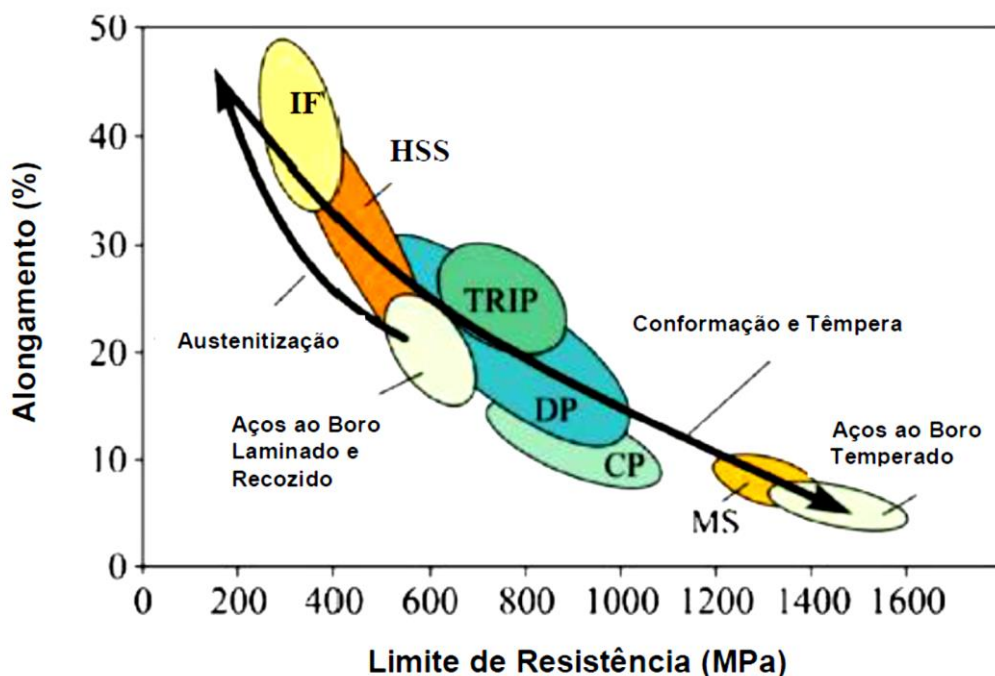


Figura 3.4: Propriedades mecânicas dos Aços ao Boro (Karbasián *et al.*, 2010)

O aço de baixo carbono formado pela liga manganês-boro, conhecido como 22MnB5, é considerado o material mais típico para esta aplicação por fazer parte da carteira de

produtos de um grande número de indústrias siderúrgicas. Outros tipos de aços ao boro como 20MnB5, 27MnCrB5 e 37MnB4 também podem ser usados para esta aplicação (Tisza 2017). Na tabela III.1 podem ser observados os dados de composição química e na tabela III. 2 os dados de propriedades mecânicas típicas destes materiais (Naderi, 2007; Karbasian *et al.*, 2010).

Tabela III.1: - Composição típica de aços ao boro para conformação a quente. (Naderi 2007; Karbasian *et al.*, 2010).

Aço	C	Mn	Si	Al	Ti	B	Cr	Ni	N
20MnB5	0,16	1,05	0,40	0,04	0,034	0,001	0,23	0,01	-
22MnB5	0,23	1,18	0,22	0,03	0,040	0,002	0,16	0,12	0,005
27MnCrB5	0,25	1,24	0,21	0,03	0,042	0,002	0,34	0,01	0,004
37MnB4	0,33	0,81	0,31	0,03	0,046	0,001	0,19	0,02	0,006

Tabela III.2: Propriedades mecânicas no ensaio de tração típicas de aços ao boro para conformação a quente. (Naderi, 2007; Karbasian *et al.*, 2010)

Aço	Temperatura de início de transformação martensítica. (°C)	Taxa Crítica Resfriamento (°C/s)	LE (MPa)		LR (MPa)	
			Como laminado	Conformado a quente	Como laminado	Conformado a quente
20MnB5	450	30	505	967	637	1354
22MnB5	410	27	457	1010	608	1478
27MnCrB5	400	20	478	1097	638	1611
37MnB4	350	14	580	1378	810	2040

Observa-se na tabela III. 2 a taxa crítica de resfriamento necessário para atingir a microestrutura martensítica, ou seja a têmpera do material, que ocorre quando o punção e a matriz tocam no blank extraindo calor da peça. Para que a reação martensítica aconteça é necessário que o aço seja resfriado rapidamente, de forma que a austenita metaestável atinja a temperatura Ms indicada também na tabela III. 2, que seria a temperatura de início da transformação martensítica.

A taxa de resfriamento deve ser suficiente para suprimir as reações da austenita para ferrita e perlita, controladas por difusão, em temperatura mais alta, bem como outras

reações intermediárias, como a formação de bainita. A taxa crítica de resfriamento necessária para isso é muito sensível aos elementos de liga presentes no aço e, em geral, será menor quando a concentração total na liga for maior.

Sabe-se que o aumento da resistência mecânica na peça deve-se principalmente, à elevação do teor de carbono. Os outros elementos de liga como Mn e Cr, têm apenas uma pequena influência no aumento da dureza, mas são essenciais para aumentar o campo onde ocorre a transformação martensítica, ou seja, em outras palavras, para que a curva de transformação de fase (CCT) (figura 3.5) seja deslocada para a direita, retardando a decomposição da austenita. O elemento boro tem um efeito maior a este respeito, pois o mesmo segrega no contorno de grão da austenita retardando a nucleação da ferrita.

A adição de pequenas quantidades de boro, na ordem de 10 a 30 ppm, em aços de baixa liga aumenta significativamente sua temperabilidade (Naderi, 2007). De acordo com Rosa (2015), alguns autores (Kapadia 1987, Mortimer *et al.*, 1976) acreditam que o boro em contornos austeníticos diminui a sua energia de superfície, atrasando assim a nucleação de ferrita. Outros autores, (Maitrepierre *et al.*, 1978 e Sharma 1996) relatam que partículas de $Fe_23(CB)_6$ no contorno de grão da austenita podem impedir a nucleação de ferrita. (Rosa, 2015).

A reação martensítica que ocorre durante a conformação a quente é uma transformação sem difusão, ocorrendo por cisalhamento de planos cristalográficos, o que leva a uma microestrutura com características de ripa ou lenticular, sem mudança na composição química, diferente da microestrutura ferrítica-perlítica encontrada no material 22MnB5 como laminado (figura 3.5). A reação martensítica em aços normalmente ocorre atermicamente, ou seja, durante o resfriamento do aço.

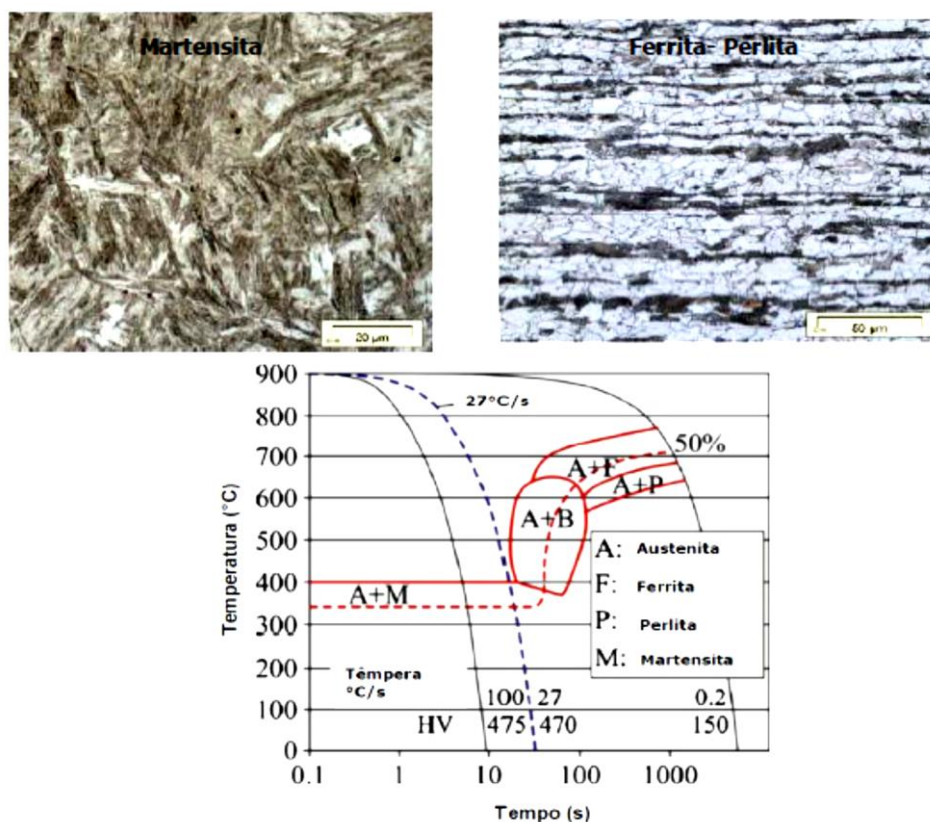


Figura 3.5: Curva de transformação de face (CCT) do aço 22MnB5 (Karbasian *et al.*, 2010; Naderi, 2007).

3.1.3 Aplicação em autopeças e pachtwork

As peças produzidas por conformação a quente representam atualmente uma das soluções mais avançadas e leves para a estrutura de automóveis, pois permite melhorar, simultaneamente, os requisitos de segurança dos passageiros e a condição de formação de peças mais complexas.

O número de peças automotivas produzidas por conformação a quente aumentou de 3 milhões de peças por ano em 1987 para 124 milhões de peças por ano em 2010, atingindo em 2015 aproximadamente 350 milhões de peças por ano (Neugebauer *et al.*, 2012). Atualmente, mais de 450 milhões de componentes são produzidos por este processo, fator que confirma o aumento expressivo nas duas últimas décadas (Lora *et al.*, 2016). A figura 3.6 ilustra a estimativa da demanda a partir de 2015 e confirma o aumento de produção de componentes conformados a quente nos últimos anos. As cores representam demandas por montadoras. (Hirota *et al.*, 2015).

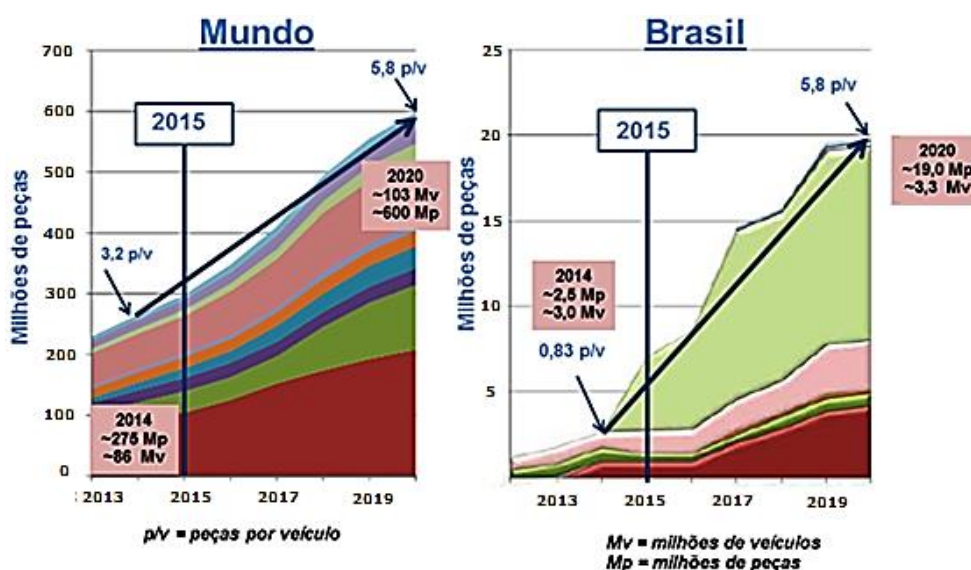


Figura 3.6: Estimativa da demanda de peças conformadas a quente. (Hirota et al., 2015).

A demanda de peças conformadas a quente, que está associada ao aumento dos requisitos de segurança dos veículos e necessidades constantes de redução de peso das carrocerias, tem resultado em uma ampliação dos tipos de peças produzidas, provocando o desenvolvimento de novas tecnologias, como “*tailor-welded blanks*”, “*thermal process control*” e “*tailor-rolled blank*”, além do uso de materiais revestidos para proteção contra corrosão, figura 3.7 (Adaptado de Belanger 2016, 2017).

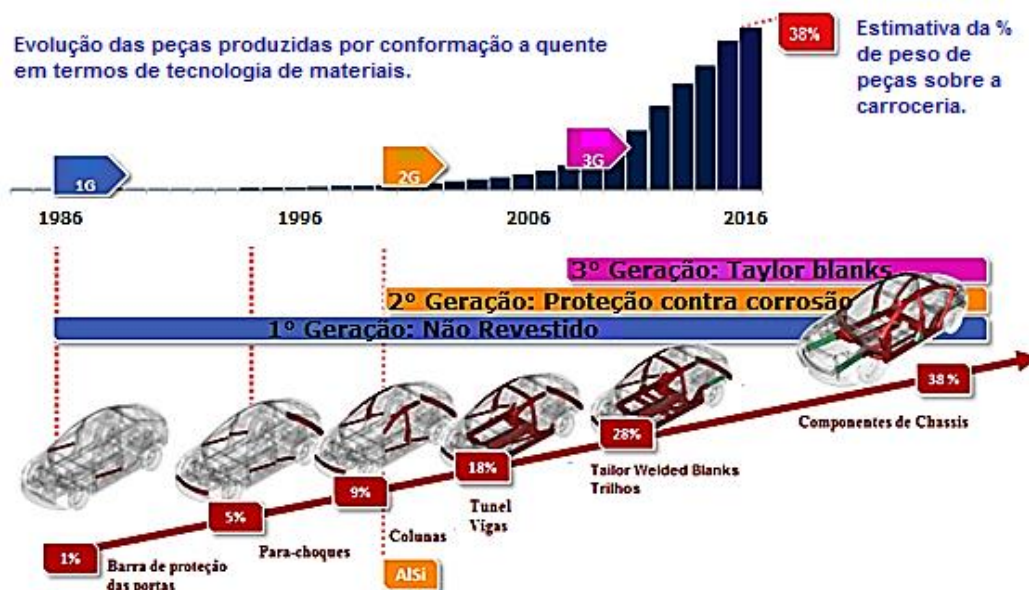


Figura 3.7: Evolução das peças produzidas por conformação a quente em termos de tecnologias e materiais (Adaptado Belanger 2016, Adaptado Belanger 2017).

A utilização das técnicas “*taylor-welded blanks*”, “*taylor-rolled blanks*” e “*thermal process control*” permitem produzir peças, como a coluna B apresentada na figura 3.8, com regiões que apresentem propriedades para garantir a integridade da cabine dos passageiros sem deformação expressiva, mas também regiões que tenham ductilidade suficiente para absorver parte da energia e reduzir a velocidade de intrusão durante um impacto (Xu *et al.*, 2014). A primeira utiliza solda a laser para união de blanks com espessuras e/ou aços diferentes. A segunda utiliza um blank relaminado em condições diferenciadas possibilitando obter áreas da peça com espessuras distintas, e a última promove o tratamento térmico com temperatura de encharque e/ou taxa de resfriamentos distintos em determinadas regiões da peça. Todos estes casos permitem obter propriedades sob medida na peça final, como mostra a figura 3.8.

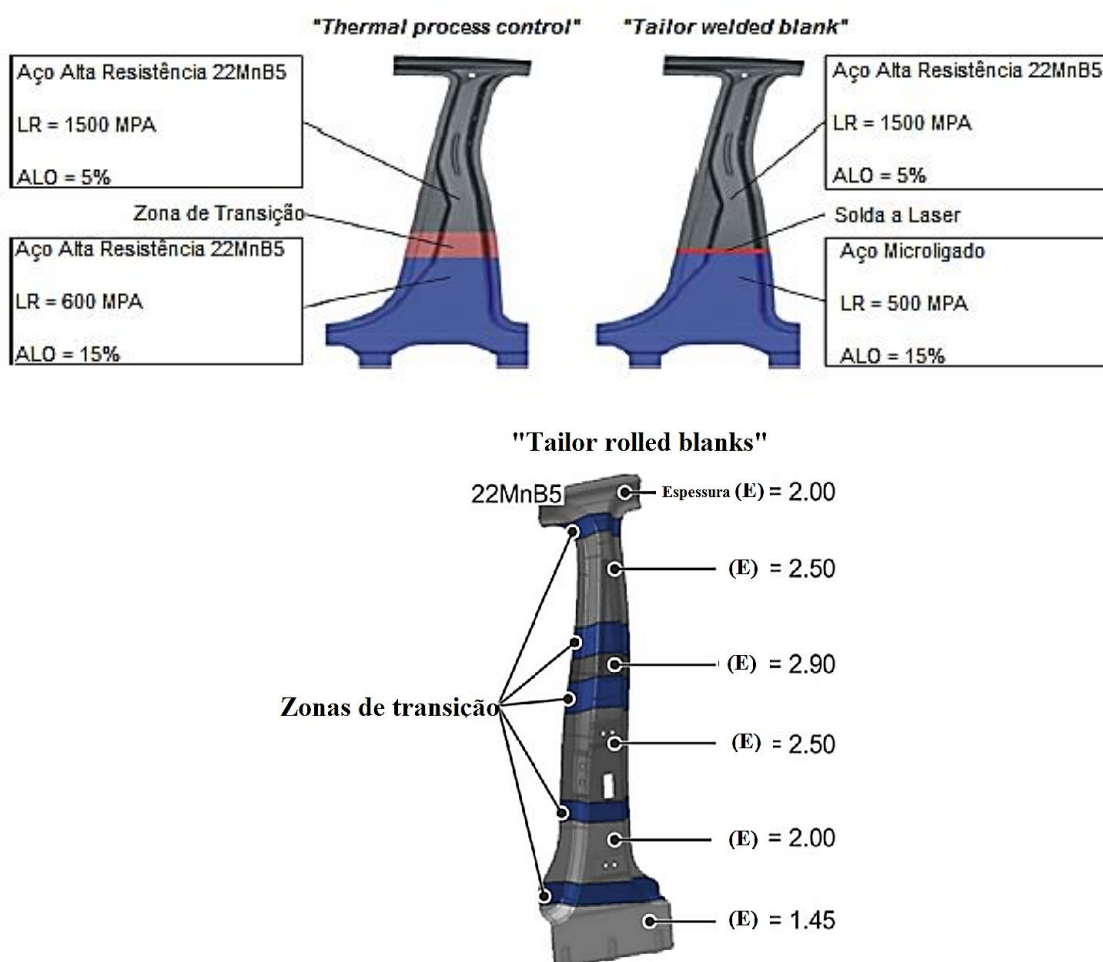


Figura 3.8: Técnicas para obtenção de propriedades sob medida em coluna B para conformação a quente. (Karbasiyan et al., 2010; Merklein et al., 2016)

Além de peças formadas a partir das técnicas apresentadas acima, podem ser utilizados também *blanks* do tipo patchwork em colunas B, como por exemplo, mostrado na figura 3.9 (a), a qual apresenta componentes soldados a ponto no centro da peça a fim de reforçar regiões onde se pretende garantir a integridade sem deformação da cabine dos passageiros (Xu *et al.*, 2014). Comparando com as outras técnicas, a conformação a quente de blanks patchwork permite uma maior flexibilidade no ajuste das características mecânicas das peças, devido à possibilidade de aplicação de recorte de blanks de diferentes espessuras em diferentes locais da peça, resultando assim em uma aplicação simplificada com custos reduzidos (Lei *et al.*, 2017). Além disso, de acordo com estudos de Skrikerud (2015) e ChuiHuang *et al.*, (2016), o uso de patchworks na conformação a quente pode representar uma redução de até 30% do peso em colunas B quando comparado com a estampagem a frio, como mostrado na figura 3.9 (b).

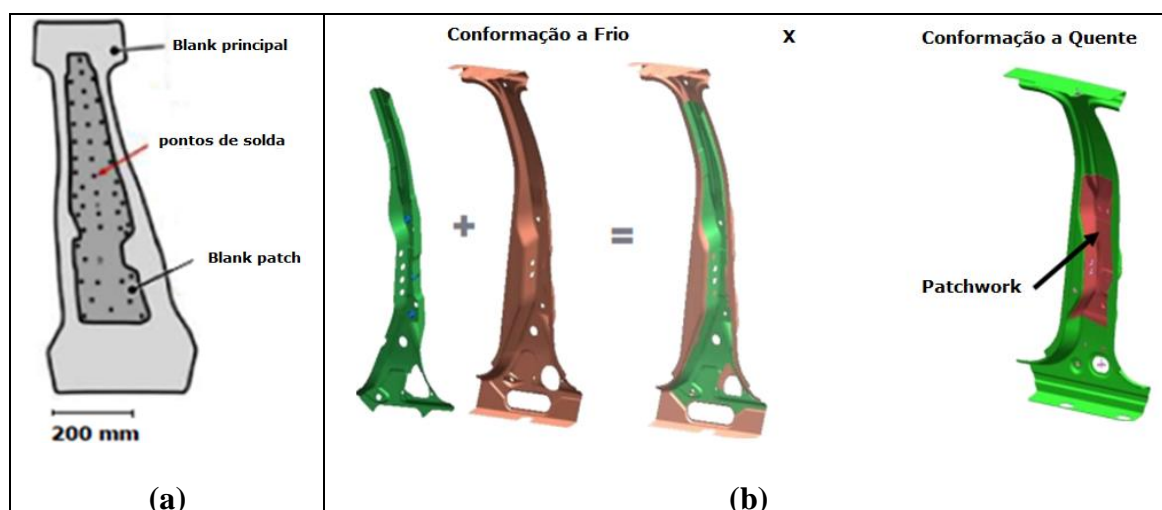


Figura 3.9: (a) Blank patchwork coluna B (Lei *et al.*, 2017) e (b) Peça coluna B produzida no processo de conformação a frio e no de conformação a quente a partir de blank patchwork (Skrikerud, 2015).

3.1.4 Revestimentos anticorrosivos

A utilização de materiais revestidos no processo de conformação a quente proporciona, além dos benefícios em se obter uma peça com propriedades melhoradas de resistência à corrosão, a produção de peças em atmosfera de forno não controladas, elimina em alguns casos a necessidade de jateamento das peças após a estampagem e protege a superfície contra a descarbonetação (Ghiotti *et al.*,

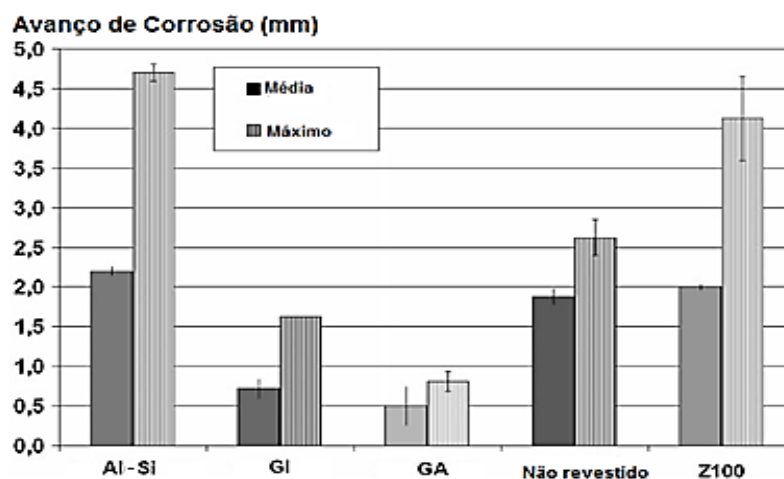
2014). O processamento de materiais não revestidos requer uma atmosfera inerte no forno para minimizar o processo de oxidação durante o aquecimento do blank, além de exigir o jateamento para limpeza superficial da peça final.

A liga Al-Si é atualmente o revestimento mais utilizado no processo de conformação a quente direto, porém uma desvantagem é a sua baixa proteção catódica contra a corrosão. Para superar tais limitações, revestimentos a base de zinco são utilizados há alguns anos em processo de conformação a quente indireto, ou seja, a conformação é feita a frio seguido de tratamento térmico na peça para têmpera. Recentemente, tem sido investigado o uso de revestimentos a base de zinco também para o processo de conformação a quente direto com o objetivo de substituir o revestimento Al-Si convencional (Autengruber *et al.*, 2012). Estudos atuais (Fang *et al.*, 2016; Järvinen *et al.*, 2016; Jönsson *et al.*, 2017; Belanger, 2017) revelam a possibilidade de sucesso na aplicação de revestimentos a base de Zn, apesar deste exigir controles mais restritos da taxa de aquecimento devido ao ponto e fusão mais baixo, quando comparado à liga de Al-Si.

A figura 3.10 ilustra resultados de um teste laboratorial do avanço de corrosão sobre amostras pintadas em uma linha automotiva piloto, submetida a testes ciclados em câmara úmida e névoa salina, conforme norma VDA 621-415 (Dosdat *et al.*, 2011). Foram avaliados neste estudo, após processo de simulação de conformação a quente, peças de aço 22MnB5 revestidas com Al-Si, massa total 150 g/m^2 , e peças zincadas com massa total de camada de aproximadamente 140 g/m^2 , com revestimentos do tipo GI, zinco puro e GA, formado pela liga Zn-Fe. Foram utilizados também como referência, blanks não processados em conformação a quente, porém pintados, do aço 22MnB5 em duas condições, sem revestimento e outro com revestimento de zinco puro com massa total de camada 100 g/m^2 , denominada Z100.

O aspecto da corrosão nos materiais conformados a quente é mais avermelhado quando se compara com o material Z100 não processado, devido à ocorrência da difusão de ferro do substrato para o revestimento durante o tratamento térmico para a conformação a quente. Os resultados revelam que o avanço de corrosão sobre a linha riscada nos aços com revestimento a base de Zn, GI e GA, foram menores que os

apresentados pelo revestimento Al-Si, pelo material não revestido e também para os materiais revestidos não processados, revelando uma eficácia maior dos zincados na resistência à corrosão após processo de conformação a quente. Resultados semelhantes foram encontrados também em outro trabalho (Jönsson *et al.*, 2017) conforme mostrado na figura 3.11, na qual os autores submeteram os mesmos materiais em teste ciclados de corrosão conforme norma VDA 233-102. Este trabalho avaliou também a influência do tempo de permanência baixo (S), médio (M) e longo (L) dos materiais no forno antes do processo de conformação a quente. Os autores concluem que este tempo influencia a resistência a corrosão da peça, apesar dos mesmos não mencionarem a barra de erro no gráfico apresentado na figura 3.11.



Condição	Material	Avanço de Corrosão ↓ 10 mm
Processado	Al-Si	
	GI	
	GA	
Não Processado	Não Revestido	
	Z100	

Figura 3.10: Avanço de corrosão sobre a superfície riscada de painéis pintados após 10 semanas de teste ciclado de corrosão conforme norma VDA 621-415. (Dosdat *et al.*, 2011)

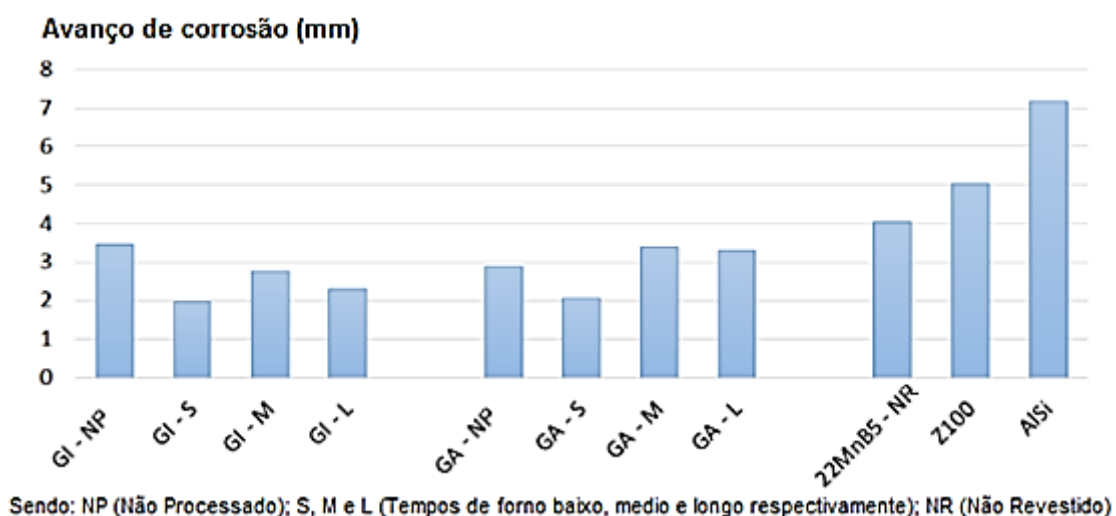


Figura 3.11: Avanço de corrosão sobre a superfície riscada de painéis pintados após 6 semanas de teste ciclado de corrosão conforme norma VDA 233-102. (Jönsson *et al.*, 2017).

A resistência à corrosão do material 22MnB5 revestido com a liga Zn-Fe foi avaliado também por Carvalho *et al.* (2014) a partir de peças produzidas por CTS em escala industrial, utilizando aço na espessura de 1,6mm, revestido com camada total de 160g/m². No revestimento destas peças após CTS, prevaleceu uma camada de solução sólida Fe(α)-Zn com porcentagem em massa de Zn entre 20 a 33%. Foi avaliada a superfície da peça obtida após conformação e têmpera simultâneas, com e sem jateamento por granalha de vidro (JV), as características após pintura em uma linha automotiva piloto e a resistência à corrosão nestas duas condições. Na figura 3.12 observa-se que após fosfatização e pintura dos corpos de prova, aqueles sem JV assumiram um aspecto menos brilhante do que aqueles com JV. De acordo com os autores, apesar deste aspecto, nenhuma área pintada apresentou deslocamento de tinta nos testes de aderência conforme norma ABNT NBR 11003 e ASTM D4541 e que, além disso, o jateamento na peça remove apenas a camada superficial de óxidos, preservando o revestimento remanescente após processo de conformação (Carvalho *et al.*, 2014).

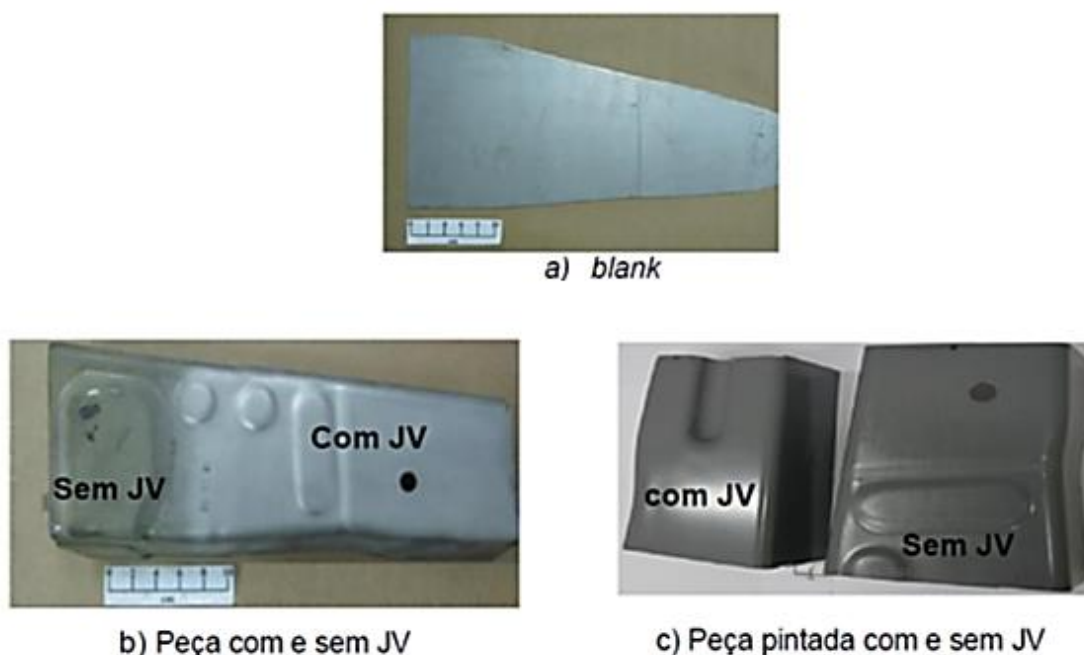


Figura 3.12: Aspecto superficial do blank (a), da peça com e sem JV (b) e da peça fosfatizada e pintada com e sem JV (c). (Carvalho *et al.*, 2014).

A figura 3.13 ilustra os resultados de teste de corrosão em amostras pintadas (Carvalho *et al.*, 2014). O estudo demonstra que após 500h e 1.000h de exposição em névoa salina, conforme ASTM B117, as peças com pintura eletroforética, nas condições de superfície jateada e não jateada, apresentaram resultados de corrosão iguais, ou seja, < 5mm, para uma confiança de 95% (t-student). Para 2.000h e 3.000h ficam evidentes que as peças sem JV apresentaram resultado superior de resistência a corrosão, conforme testes ciclados em câmara úmida e névoa salina nas normas SAE 2334 e uma norma de montadora de referência (NM), o que sugere a possibilidade de pintura da peça sem limpeza dos óxidos e com isso eliminar o processo de JV.

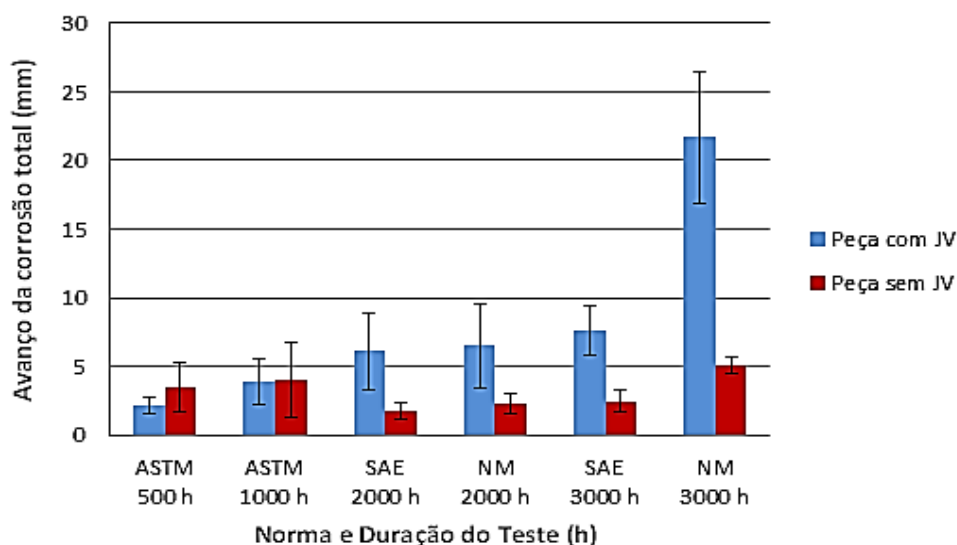


Figura 3.13: Resultados do avanço total médio de corrosão medidos nas peças produzidas a partir de aço 22MnB5 com revestimento Zn-Fe, nas condições com e sem jateamento, fosfatizadas e pintadas, de acordo com as normas ASTM B117, SAE 2334 e NM para tempos de 500 a 3000 h. (Carvalho *et al.*, 2014).

3.2. Revestimentos Zn-Fe para CTS

3.2.1. Processo de produção da tira revestida

Neste capítulo serão abordadas as etapas do processo de produção da tira revestida com a liga ZnFe e alguns dos parâmetros de controle fundamentais para se obter sucesso na aplicação do material.

a) Aciaria

A composição química da tira e o controle das suas impurezas endógenas, exógenas e gases são obtidos na aciaria nos processos de refino primário e secundário do aço, conforme pode ser observado em detalhe na figura 3.14. O primeiro cuida da redução do teor de enxofre e do ajuste de carbono e o segundo da redução dos gases, hidrogênio e nitrogênio, controle da morfologia das inclusões de sulfetos, ajuste da composição química final do aço, inclusive as microligas e ainda o controle da relação Ti/N e Al/N para garantir a efetividade do boro no processo de têmpera (Usiminas, 2016).

O processo de desgaseificação a vácuo no refino secundário promove a redução do hidrogênio, visando máximo 2 PPM, o que assegura menor risco de trinca a frio na tira, e também a redução do nitrogênio, que garante maior efetividade do boro no processo de têmpera da peça (Usiminas, 2016).

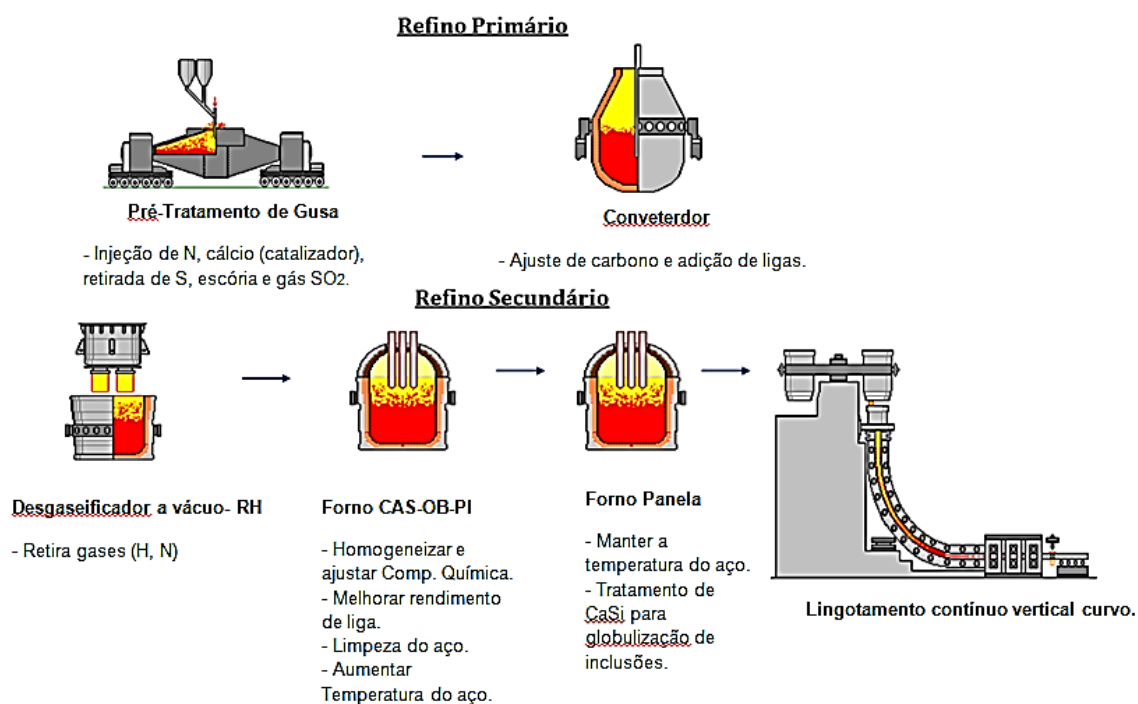


Figura 3.14: Fluxo do processo de produção do aço na aciaria e alguns de seus principais parâmetros de controle. (Adaptado Carvalho *et al.*, 2014).

Na etapa de forno panela no refino secundário adiciona-se cálcio para tratamento de controle da morfologia das inclusões para aumento da tenacidade e consequente redução de ocorrência de trinca a frio pela ação do hidrogênio em peças estampadas, ou quando a peça estiver trabalhando em regime de fadiga.

Concluída a fase de refino, o aço líquido, com composição química definida conforme tabela III. 3 (Usiminas, 2016), é enviado para o processo de lingotamento do tipo contínuo vertical curvo.

Tabela III.3: Composição química da tira em % massa (Usiminas, 2016).

C	Mn	Si	P	S	Al solúvel	Cu	Cr	N
0,20 0,30	1,00 1,50	0,001 0,600	0,001 0,025	0,001 0,015	0,010 0,080	0,001 0,100	0,05 0,40	0,001 0,007
Ti	Nb	Ni	Mo	V	B	Ca	H	
0,005 0,060	0,001 0,060	0,001 0,060	0,005 0,200	0,005 0,050	0,002 0,004	0,0010 0,0040	Max 2 ppm	

b) Laminação a quente

A placa apresenta alta temperabilidade, com um carbono equivalente típico de 0,56, determinado pela equação 1 (Usiminas, 2016), e apresenta risco elevado de trinca a frio e conseqüente recusa da placa. Para evitar esta ocorrência, a placa é enforada a quente, a temperaturas acima de 150 °C, com calor proveniente do processo de lingotamento contínuo, o que requer um tempo de tráfego reduzido entre lingotamento e sua colocação no forno de reaquecimento. Este processo acelera a difusão do hidrogênio atômico do interior da placa para o meio e evita o surgimento de trincas internas.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{(Cr + Mo + V + Nb + Ti)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} + 5B \quad (1)$$

A placa é aquecida a uma temperatura de 1200°C (+/- 20°C) e posteriormente laminada em tiras a quente, com temperaturas altas de acabamento na laminação (acima de 830°C), e também de entrada no processo de bobinamento (acima de 630°C), como ilustrado na figura 3.15. Estas condições inibem o surgimento da fase martensítica e favorecem a difusão do hidrogênio atômico que por ventura ainda possa estar alojado no interior da tira, o que conseqüentemente reduz o risco de surgimento de trinca a frio por hidrogênio na peça pronta (Usiminas, 2016).

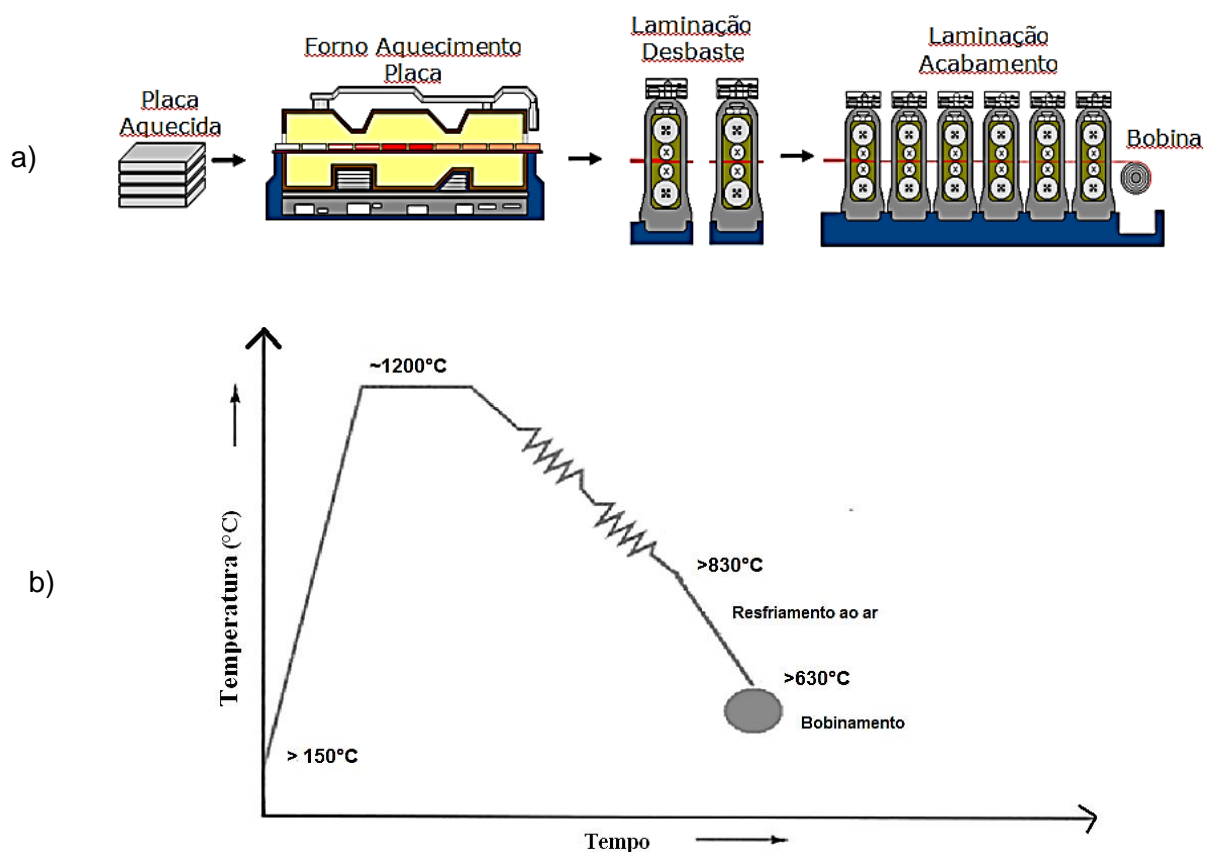


Figura 3.15: Fluxo (a) e gráfico Tempo x Temperatura (b) do Processo de Laminação a Quente. (Adaptado Usiminas, 2010 e Adaptado Carvalho *et al.*, 2014).

A taxa de resfriamento entre o acabamento e o bobinamento deve ser menor que $160^{\circ}\text{C}/\text{min}$, conforme indicado pela seta na figura 3.16, onde está mostrada a curva de transformação contínua (CCT) do aço em referência na tabela III. 3 (Carvalho *et al.*, 2014). Desta forma, pretende-se assegurar a baixa presença da fase matsênítica na estrutura da tira, a fim de melhorar a trabalhabilidade do material nos processos de galvanização e também promover a redução do risco de trinca a frio por hidrogênio na peça final.

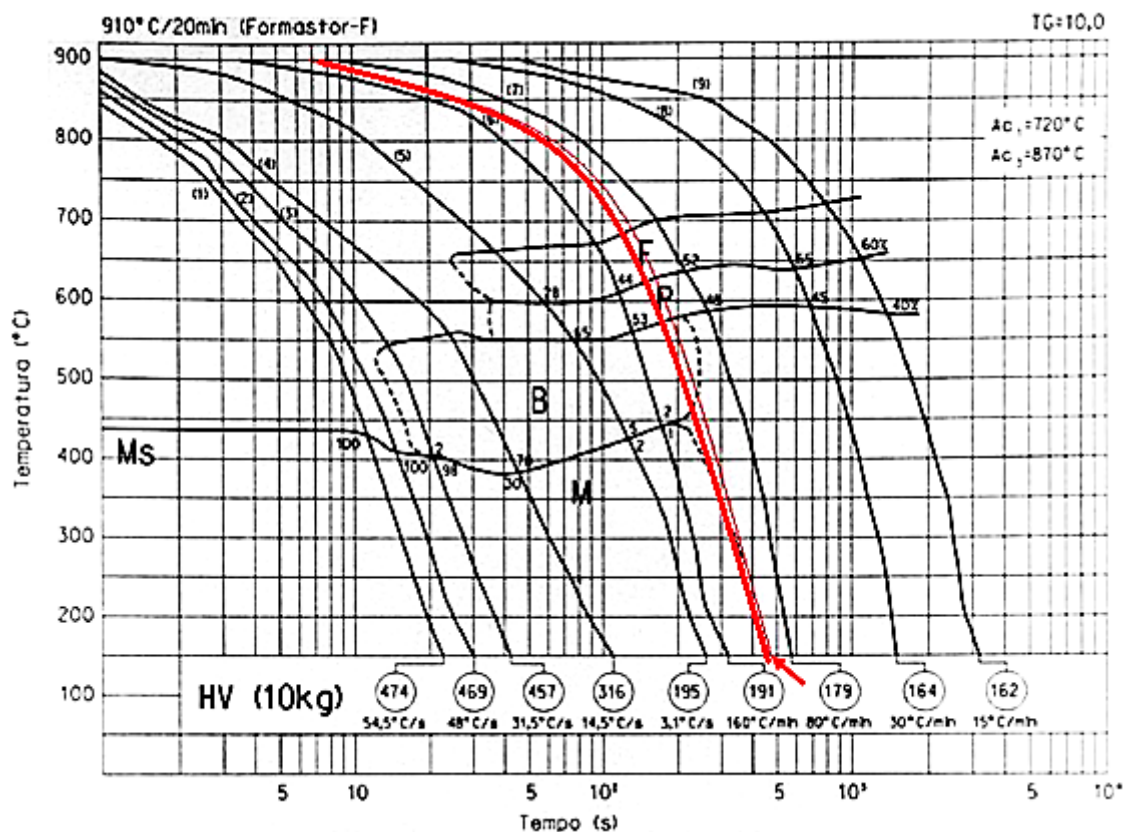


Figura 3.16: Curva CCT do aço da tira. (Adaptado Usiminas, 2016).

c) Laminação a frio

A bobina laminada a quente é submetida ao processo de decapagem para retirada dos óxidos antes de ser laminada em tiras a frio com reduções de espessura de 35 a 55%. A figura 3.17 mostra o fluxo de produção na laminação a frio.



Figura 3.17: Fluxo do processo de laminação a frio. (Adaptado Usiminas, 2010).

d) Processo contínuo de tratamento térmico e galvanização

A Tira como laminada a frio, “full hard”, é processada na linha contínua de revestimento onde é limpa e recozida para melhorar sua trabalhabilidade, depois revestida com Zn por imersão a quente e em seguida recozida no forno de indução para formação da liga Zn-Fe e por fim encruada e oleada. A figura 3.18 mostra o fluxo de produção no processo de tratamento térmico e galvanização por imersão, além da estratégia de tratamento térmico do material (Usiminas, 2016).

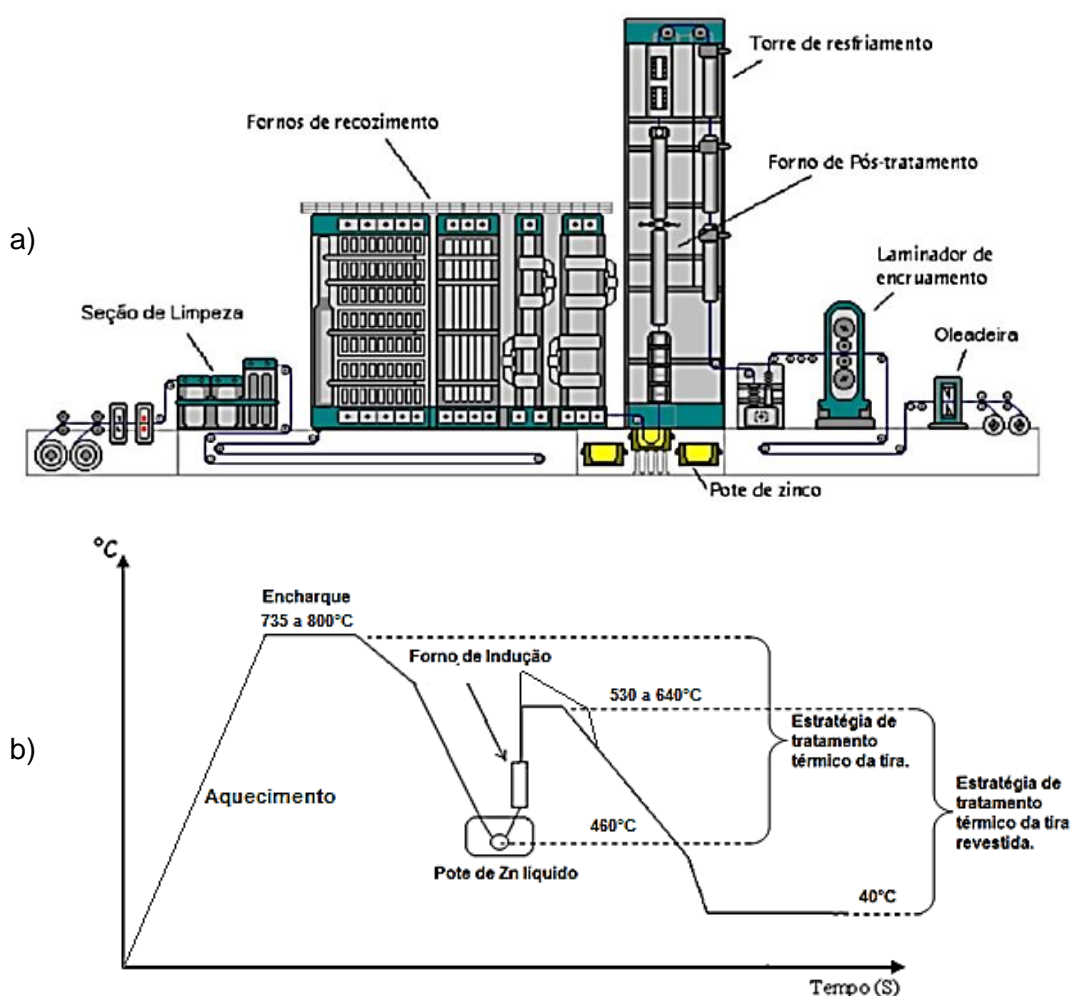


Figura 3.18: Fluxo (a) e gráfico Tempo x Temperatura (b) do Processo Contínuo de tratamento térmico e galvanização (Adaptado Usiminas, 2010 e Adaptado Usiminas, 2016).

O processo de tratamento térmico no forno de recozimento antes da galvanização é controlado visando obter no aço uma microestrutura ferrita/perlita sem a formação da fase martensítica. Por isso, com base nos dados da curva CCT da figura 3.16, é importante, além de não ultrapassar os 800°C da temperatura de encharque, manter também uma taxa de resfriamento baixa, entre 8 a 20°C/s . Em seguida a tira recozida é submergida em um pote a base de Zn fundido na temperatura de 460 °C para receber uma camada de revestimento que pode variar de 40 a 180 g/m² por face.

A camada de revestimento é controlada por sopro de nitrogênio direto sobre a tira, que funciona como navalha de corte. Em sequência a tira revestida recebe tratamento térmico em um forno aquecido por indução, na temperatura entre 530 a 640°C, para formação, por interdifusão, da liga Zn-Fe que compõe a camada de revestimento. (Usiminas, 2016).

A temperatura do forno de indução para tratamento térmico localizado após o pote de Zn e a curva de resfriamento final do material deve ser controlada, para que a quantidade de ferro presente na liga Zn-Fe esteja entre 10 a 18% (% massa) permitindo a formação adequada das fases intermetálicas no revestimento da tira, bem como possibilitando a retenção de parte da camada de Zn-Fe como solução sólida pós-conformação e têmpera da peça. (Usiminas, 2016).

A reação de nucleação e crescimento das fases intermetálicas da solução Zn-Fe é controlada pelo teor de Al do banho no pote de Zinco, que deverá estar por volta de 0,10 % (% massa) no pote (Marques, 2008) ou mais precisamente, entre 0,09 e 0,15% (Usiminas, 2016). O Al, por ser mais reativo com o Ferro do que com o Zinco, deve ter sua porcentagem controlada de forma que a camada de Fe-Al, formada na interface entre o revestimento e o substrato, permita as reações de interdifusão de Fe e Zn nos níveis necessários para formação adequada das fases intermetálicas da camada de revestimento durante o tratamento térmico da tira no forno de indução. Os constituintes, presentes no revestimento formado sobre a tira estão descritos abaixo (Usiminas, 2016):

- de 5% em massa a 6% em massa de Fe. Principal constituinte: fase zeta (ζ , FeZn₁₃)
- de 7% em massa a 12% em massa de Fe. Principal constituinte: fase delta (δ , FeZn₇).

- de 17% em massa a 19% em massa de Fe. Principal constituinte: fase gama 1 (Γ_1 , FeZn4).
- de 23% em massa a 28% em massa de Fe. Principal constituinte: fase gama (Γ , Fe11Zn40).

Durante o tratamento térmico no forno de indução, ocorre difusão de Fe do substrato para o revestimento, dando origem as fases ζ , δ , Γ_1 e Γ em quantidades adequadas conforme a tabela III. 4, e distribuídas na camada de revestimento conforme figura 3.19 (Usiminas, 2016).

Tabela III.4: Quantidades relativas das fases Zn-Fe na camada de revestimento da Tira pronta obtidas por difração de raios X

Γ/Γ_1 (gama)	δ (Delta)	ζ (Zeta)
10 a 40 %	55 a 85 %	5 a 15 %

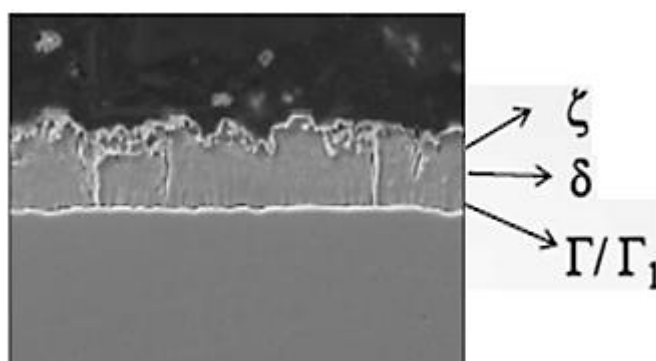


Figura 3.19: Fases intermetálicas presentes na seção transversal de uma Tira revestida por imersão de 1 min em banho de Zn a 460°C e posteriormente tratada termicamente em um forno de indução. (Usiminas, 2016).

Finalmente, a tira é processada no laminador de encruamento com 1,0% de deformação para ajuste da trabalhabilidade, e na sequência oleada para embalagem. Neste ponto a tira está pronta para ser usada no processo de conformação e têmpera simultâneas para produção de peças de alta resistência a tração e corrosão atmosférica.

3.2.2. Processo de aplicação em CTS

Neste capítulo serão abordados temas relevantes encontrados na literatura recente sobre o comportamento do revestimento ZnFe no processo CTS.

a) Transformação de fase a alta temperatura

Durante o aquecimento do “*blank*” para o processo CTS, o revestimento está sujeito a transformações de fases quando submetido a encharques em altas temperaturas para austenitização do substrato. Um “*blank*” de um aço ao boro, com camada de revestimento ZnFe de 10 micrometros, antes do tratamento térmico, apresenta predominância dos compostos intermetálicos das fases delta (δ), com alguma presença da fase gama (Γ 1) e traços da fase Zeta (ζ) (Takahashi *et al.*, 2017). Ao longo do tratamento térmico para austenitização do aço, ocorre difusão de Fe para a camada de revestimento alterando a proporção destas fases, até que, no final do tratamento prevaleça uma solução sólida FeZn (Lee *et al.*, 2011). A tabela III. 5 contabiliza essa transformação do revestimento, revelando a contagem das fases presentes e a concentração de Zn durante o encharque em um intervalo de tempo de 0 a 300 segundos (Takahashi *et al.*, 2017). Observa-se que após 90 segundos de encharque, a fase gama (Γ 1) passa a ser predominante, e a partir de 120 segundos, ocorre uma diminuição considerável dos compostos intermetálicos, associados à perda do percentual em massa de Zn do revestimento, predominando uma solução sólida FeZn. A figura 3.20 ilustra o aspecto da secção do revestimento após 150 segundos de encharque, na qual se observa a predominância de solução sólida FeZn.

Tabela III.5: Relação da porcentagem de massa de Zn via EDX no revestimento e proporção das fases encontradas via análise de raios X em diversos tempos de tratamento. (Takahashi *et al.*, 2017).

Tempo de Encharque a 900°C (s)	Concentração Zn (% massa)	Intensidade de difração de Raios X		
		Γ_1 (cps)	δ (cps)	η (cps)
sem tratamento	88	53	631	23
90	75	276	12	<5
120	44	125	62	12
150	39	57	52	12
180	35	19	29	8
195	36	9	20	<5
210	34	<5	10	<5
225	35	<5	8	<5
240	31	<5	6	<5
270	32	<5	<5	<5
300	29	<5	<5	<5

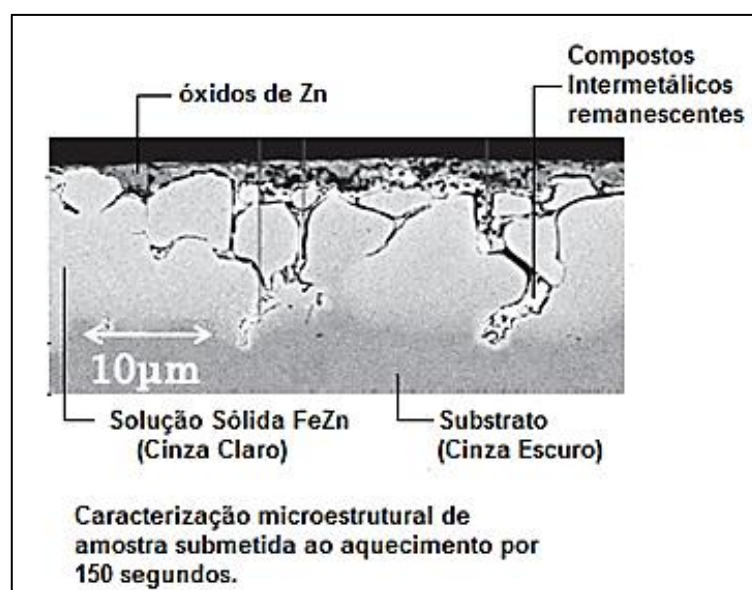


Figura 3.20: Aspecto da secção do revestimento via BSE de amostra de aço ao boro de 2,6mm de espessura, revestido com ZnFe com camada inicial de 10 micrometros, submetida a tratamento térmico por 150 s em forno a 900°C. Adaptado (Takahashi *et al.*, 2017).

Carvalho *et al.* (2014) realizaram experimentos em escala industrial com um aço ao boro, espessura 1,6mm, revestido com uma liga Zn-Fe, camada com espessura de 12µm na produção de peças automotivas de alta resistência através do processo CTS

e chegaram a resultados similares aos apresentados acima por Takahashi *et al.*, (2017). De acordo com os autores, a tira antes do processo CTS apresenta uma porcentagem em peso de Zn na camada do revestimento variando de 83 a 87% e na peça; após o CTS, a porcentagem em peso de Zn ao longo da espessura do revestimento variou de 20 a 33% (Carvalho *et al.*, 2014). A figura 3.21 mostra o aspecto da seção e análise de Fe e Zn ao longo da espessura do revestimento da tira antes do processo CTS e da peça após CTS. (Carvalho *et al.*, 2014).

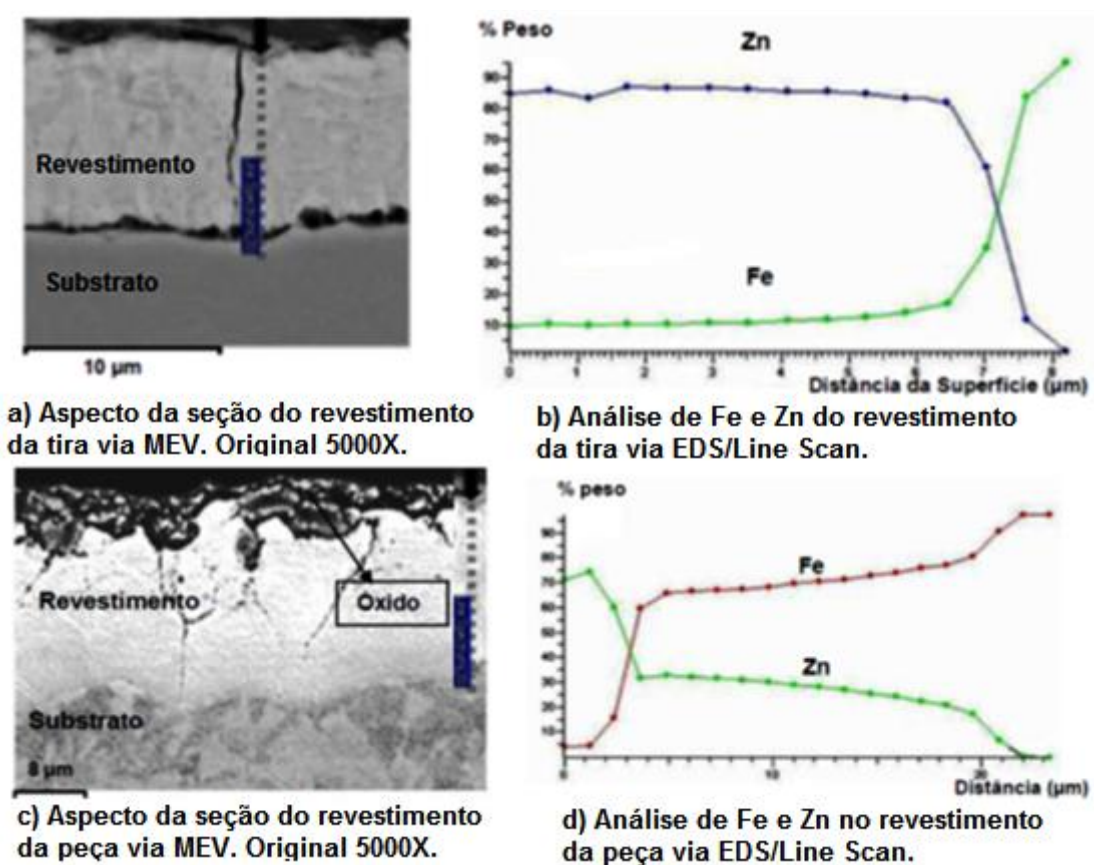


Figura 3.21: Aspecto da seção e análise de Fe e Zn ao longo da espessura do revestimento da tira antes do processo CTS (a) e (b) e da peça após CTS (c) e (d). Adaptado de Carvalho *et al.*, (2014)

O aquecimento dos “blanks” com taxas adequadas visando a austenitização do substrato promove a difusão de Fe do substrato para o revestimento, aumentando desta forma a temperatura de fusão da liga Zn-Fe, resultando em uma menor perda de Zn durante o aquecimento (Carvalho *et al.*, 2014). Sendo assim, após o processo CTS, é esperada uma camada de revestimento com predominância da solução sólida FeZn, com porcentagem em massa de Zn menor que 45% (Carvalho *et al.*, 2014).

b) Fragilização por Metal líquido

O controle da taxa de aquecimento no processo CTS é necessário de forma a permitir a menor perda possível de Zn do revestimento original, seja por evaporação ou penetração no substrato, o que poderia causar, no ato da conformação a quente, trincas no substrato do tipo LME (*Liquid Metal Embrittlement*), ou seja, fragilização por metal líquido (Cho *et al.*, 2014).

O LME pode ser definido como um fenômeno de fragilização ou a perda de ductilidade de um material usualmente plástico quando na presença de metal líquido, submetidos a cargas externas ou tensões residuais internas (Mendala 2012). De acordo com Ghanbari (2013), no processo de estampagem a quente de materiais revestidos estão presentes todos os critérios básicos para a ocorrência da LME, que são a presença de um metal líquido, uma microestrutura de metal sólido susceptível penetração deste metal líquido e os esforços de tração submetidos no ato da conformação .

Lee *et al* (2012) avaliaram o desempenho de aços revestidos com Zn puro simulando o processo termomecânico da CTS no equipamento Gleeble, e observaram comportamentos distintos do aço revestido quando submetido ao ensaio de tração em diferentes temperaturas de encharque. Na figura 3.22 pode ser observado que a 850°C o aço revestido apresentou cerca de 10% de deformação até a fratura, enquanto que em 700°C o material apresentou cerca de 40% de deformação até a fratura (Lee *et al.*, 2012). Analisando a seção transversal próxima à fratura em um microscópio com recurso para avaliar a distribuição de Zn na superfície da amostra, (ver figura 3.23), os autores associaram a baixa capacidade de deformação da amostra deformada a 850°C à penetração de Zn no substrato conforme observado na figura 24(a).

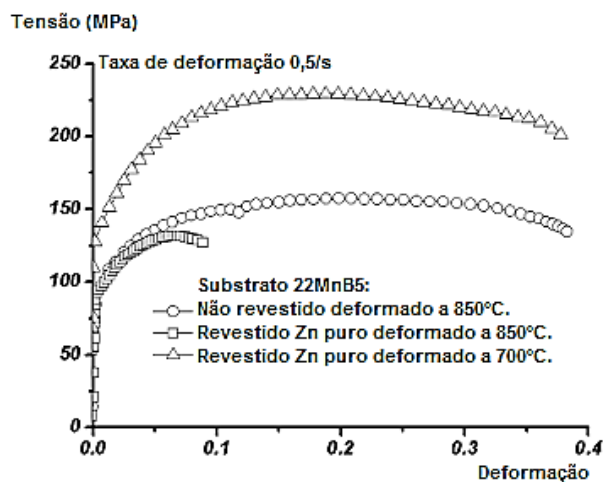


Figura 3.22: Curva de Tensão X Deformação e engenharia para o aço 22MnB5 não revestido e revestido com Zn puro submetidos a deformações em diferentes temperaturas. (Lee *et al.*, 2012).

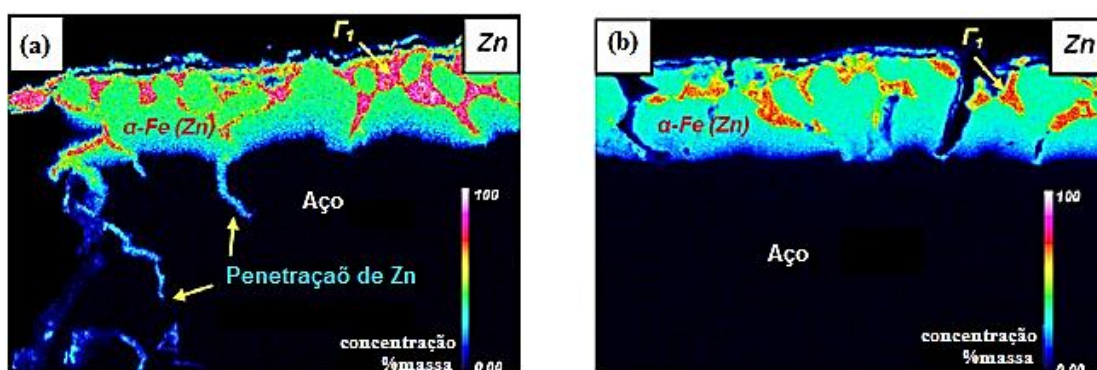


Figura 3.23: Seção transversal em MEV equipada com sistema EMPA para análise química da distribuição do Zn na superfície da amostra submetida a tração a 850°C (a) e submetida a tração a 700°C (b). (Lee *et al.*, 2012).

Neste estudo (Lee *et al.*, 2012), os autores sugerem que este resultado é explicado pelo diagrama de fases Zn-Fe (figura 3.24) que indica que não há predominância de fase líquida em temperaturas abaixo de 782°C. Ainda na figura 3.24, podem ser observados, na região destacada, os locais susceptíveis à ocorrência de trincas do tipo LME, baseados na composição química do revestimento Zn-Fe e a temperatura de aquecimento dos blanks antes da conformação a quente, o que sugere a predominância de fase líquida a temperaturas acima de 782°C (Lee *et al.*, 2012).

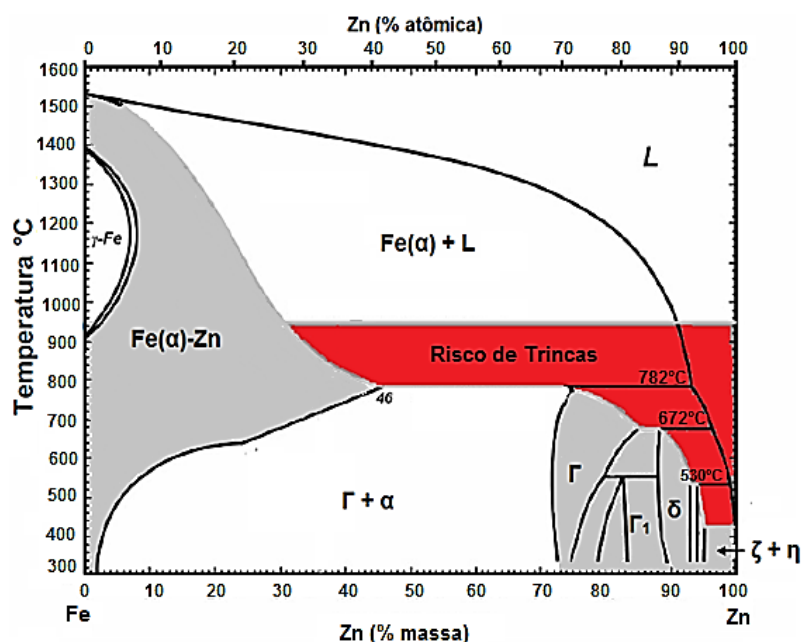


Figura 3.24: Diagrama de fases Zn-Fe com destaque para as fases predominantes no blank (Zn > 70%) e da peça após CTS (Zn < 45%), além da região susceptível a ocorrência de trincas. Adaptado de Lee *et al.*, (2012).

Portanto, a partir destas análises, conclui-se que é fundamental evitar a formação de Zn líquido durante o aquecimento dos blanks para minimizar o efeito de ocorrências de LME, além da evaporação do Zn. Uma alternativa para viabilizar a aplicação em CTS de aços com revestimentos a base de Zn, seria trabalhar com revestimentos especiais de ZnFe, nos quais se apresentam compostos intermetálica de zinco-ferro, que funciona como um inibidor para a penetração de Zn e consequente supressão da fragilização do aço (Takahashi 2017). Observa-se, no diagrama de fases Zn-Fe da figura 3.24, que a temperatura de fusão dos compostos intermetálicos presentes no revestimento ZnFe aumentam, na medida em que se aumenta a porcentagem de Fe no revestimento entre 10 e 30%, sendo teoricamente a fase gama (Γ) o composto intermetálico predominante que funcionaria como um inibidor para a penetração de Zn no substrato.

c) Evaporação de Zn

Além dos controles térmicos visando a integridade do substrato, a atmosfera do forno de aquecimento e a taxa de aquecimento devem ser controlados de forma a evitar a evaporação completa do Zn do revestimento. Em outro estudo de Lee *et al.*, (2011), os

autores afirmam que uma atmosfera oxidante no forno assegura a formação e a manutenção da camada de óxidos sobre a superfície do revestimento, em especial o ZnO, Al₂O₃ e MnO que formam uma barreira contra a evaporação do Zn e impede a oxidação a alta temperatura do revestimento. A figura 3.25 revela a presença de oxigênio ligado ao Zn e Al sobre a superfície de amostras de aços revestida com Zn aquecidas a 900°C em atmosfera oxidante. (Lee *et al.*, 2011)

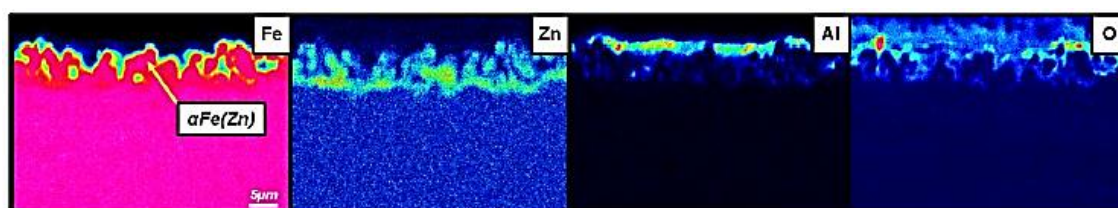


Figura 3.25: Mapa dos elementos de Fe, Zn, Al e O para amostras de aços revestidas com Zn aquecidas a 900°C em atmosfera oxidante. (Lee *et al.*, 2011).

3.3. Trincas em peças revestidas estampadas a quente

Estudos recentes sobre a aplicação de aços revestidos a base de Zn em CTS frequentemente abordam a propagação de fissuras do revestimento para o substrato. As trincas observadas apenas no revestimento são consideradas típicas neste caso, e não há relatos que elas afetem o desempenho da peça, uma vez que estão relacionadas às diferenças de coeficiente de expansão térmica entre o Fe e o Zn (Seok *et al.* 2015). Por outro lado, quando estas trincas se propagam para o substrato, atingindo profundidades acima de 10 micrometro, o desempenho da peça poderá ser prejudicado (Belanger *et al.*, 2016, 2017).

Drillet *et al.* (2012) realizaram uma caracterização microestrutural completa da influência do revestimento a base de Zn sobre propagação de trincas no substrato durante a estampagem a quente. Os autores defendem dois mecanismos distintos que dão origem à ocorrência de macro-trincas e micro-trincas. Segundo esses autores, propagação de macro-trincas resultantes do fenômeno LME, ocorrem em regiões da peça submetidas a um alto nível de tensão de tração associados à presença de fases Zn-Fe líquidas restantes no revestimento durante a deformação, o que provoca a

penetração de zinco líquido nos contornos de grãos do aço austenitizado, resultando em trincas acima de 100 micrometro. A figura 3.26(a) ilustra a ocorrência de macro-trincas em amostras de aço ao boro revestidas com a liga Zn-Fe, submetidos ao processo CTS em escala laboratorial, após encharque a 880°C, para produção de peças no formato ômega (Drillet *et al.*, 2012). De acordo com os autores, esta ocorrência está associada ao curto tempo de encharque ao qual a amostra foi submetida; revelou-se ainda, sem informar valores, que as trincas poderão ser evitadas quando se utiliza tempo de encharque adequado, superior ao tempo utilizado em questão.

Por outro lado, as micro-trincas, caracterizadas como fissuras abaixo de 50 micrometro, estão relacionadas ao atrito entre a parede da peça e a ferramenta em alta temperatura, associado à presença de faixas de ferrita na microestrutura do aço na interface com o revestimento (Drillet *et al.*, 2012). A figura 3.26(b) ilustra a ocorrência de micro-trincas após a CTS em aços revestidos; a figura 3.27 ilustra detalhe da propagação destas micro-trincas sobre a fina camada de ferrita abaixo do revestimento. De acordo com os autores, estas ocorrências podem ser minimizadas quando se evita a formação de ferrita na interface do revestimento com o substrato e também melhorando a condição de lubricidade entre a ferramenta e o aço, diminuindo o atrito durante a conformação. (Drillet *et al.*, 2012).

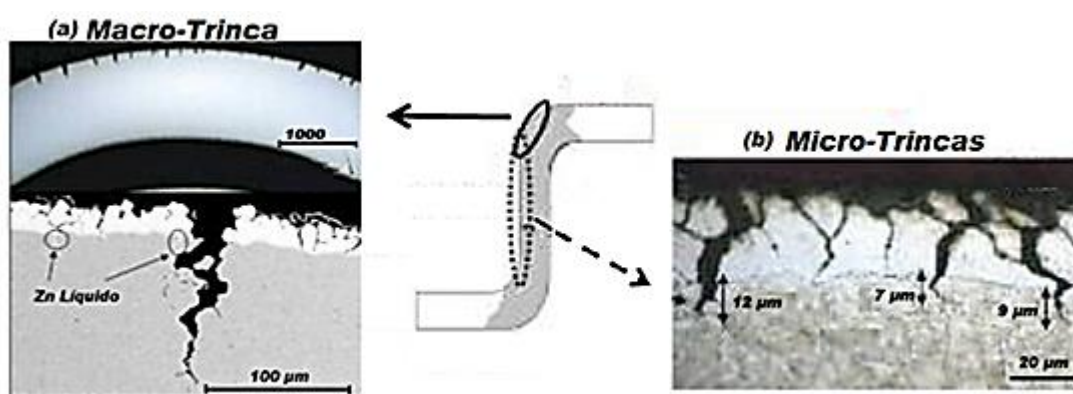


Figura 3.26: Imagem em microscópio eletrônico de varredura de diferentes tipo de trincas em regiões específicas da peça no formato ômega produzidos pelo processo CTS em escala laboratorial (Drillet *et al.*, 2012). Ensaios mecânicos.

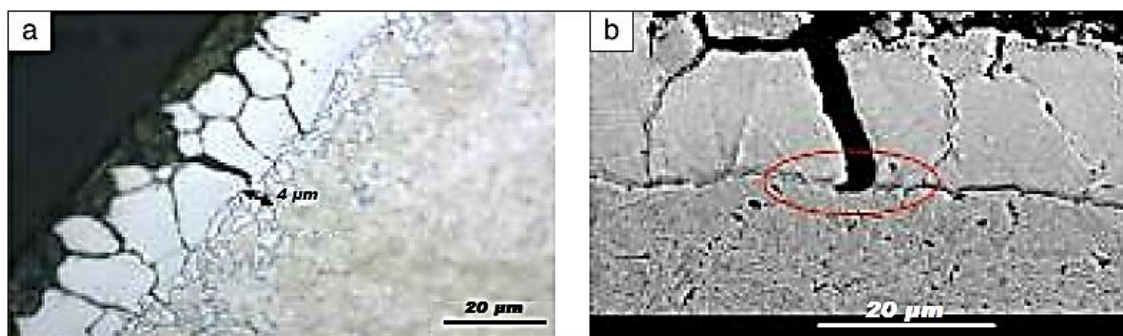


Figura 3.27: Propagação de micro-trincas no substrato de aços revestidos após processo CTS; com detalhe via MO da camada de ferrita de espessura próxima a 4 µm (a) e, detalhe em MEV do aspecto da trinca (b). (Drillet *et al.*, 2012).

Järvinen *et. al.* (2016) realizaram testes laboratoriais simulando o processo CTS na produção de peças no formato ômega (ver figura 3.28), utilizando amostras de aço ao boro de 1,5mm de espessura, revestidas com liga Fe-Zn com peso de camadas distintos de 40 e 80 g/m² por face. Este estudo avaliou o desempenho do material quando submetido ao aquecimento às temperaturas entre 880 a 920°C para tempo de permanência no forno variando de 120 a 600 segundos. Na figura 3.29(a) pode ser observada a ocorrência de macro-trincas provocados por LME, associadas a amostras estampadas após curto tempo de permanência no forno; a figura 3.29(b) ilustra a ocorrência de micro-trincas associadas a regiões de maior atrito da peça com a ferramenta. Os autores observaram, sem revelar os detalhes, que a intensidade destes defeitos varia de acordo com os parâmetros tempo e temperatura avaliados, e ainda que para camadas mais espessas, são necessários tempos de forno mais altos para se evitar as macro-trincas, e que as ocorrências de micro- trincas são menores para camadas de revestimentos mais finas, como a de 40 g/m² avaliada neste estudo (Järvinen *et. al.* 2016).

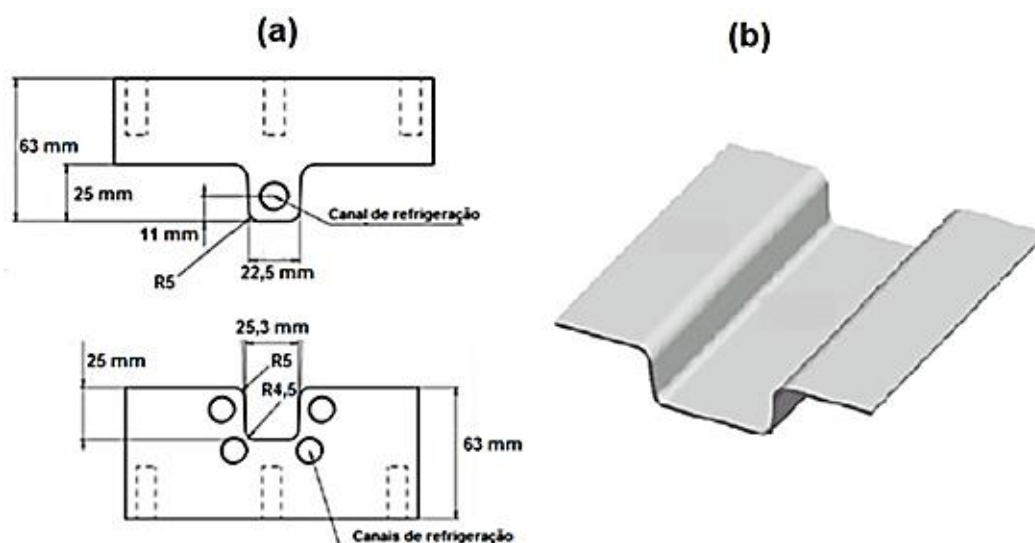


Figura 3.28: (a) Geometria da ferramenta com posição dos canais de refrigeração; (b) resultado da geometria da peça estampada no formato ômega. Adaptado (Järvinen et. al. 2016).

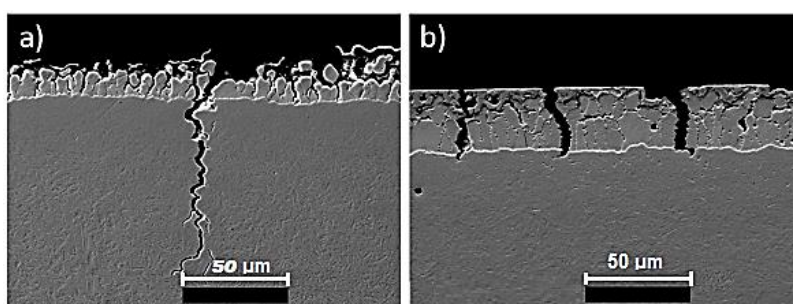


Figura 3.29: Imagens em MEV de amostras de aço ao boro revestido com ZnFe após simulação do processo CTS na produção de peças no formato ômega, revelando ocorrência de macro-trincas em (a) provocados por LME, associadas a amostras estampadas após curto tempo de permanência no forno, e a ocorrência de micro-trincas em (b) associadas a regiões de maior atrito da peça com a ferramenta. (Järvinen et. al. 2016).

Takahashi et. al. (2017) realizaram estudo semelhante ao de Järvinen et. al. (2016), avaliando os tempos e temperaturas provocando a ocorrência de macro-trincas. Neste estudo foram realizados testes laboratoriais simulando o processo CTS na produção de peças no formato “v-bend” (ver Figura 3.30), utilizando amostras de aço ao boro de 2,6mm de espessura, revestidas com liga FeZn com peso de camadas de aproximadamente 71 g/m^2 por face. As amostras foram aquecidas em um forno com temperatura de 900°C durante um período de 90 a 300 segundos. De acordo com os autores, após análise microscópica da região da dobra via MEV, com auxílio de sistema EMPA para análise química da distribuição do Zn na superfície, foram observadas macro-trincas, associadas ao fenômeno LME nas amostras que foram

aquecidas no tempo de 120 a 225 segundos (ver Figura 3.31), e nas amostras aquecidas por 90 segundos e acima de 240 segundos, não foram observadas trincas no substrato. A figura 3.32 ilustra os resultados obtidos neste estudo, dos quais sugerem que, tempos relativamente curtos, abaixo de 90 segundos, não foram suficientes neste caso para formação de fase líquida rica em Zn, e que tempos relativamente longos, acima de 240 segundos, os compostos líquidos ricos em Zn foram consumidos transformando em solução sólida.

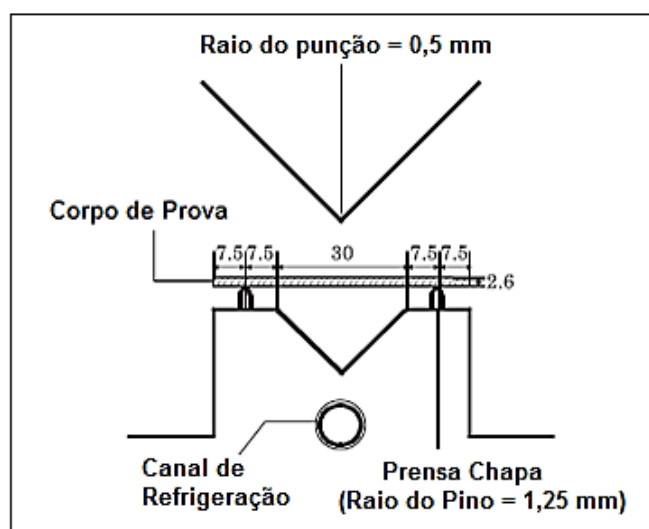


Figura 3.30: Geometria da ferramenta com posição dos canais de refrigeração para estampagem da peça no formato "V-bend". (Takahashi et. al. 2017).

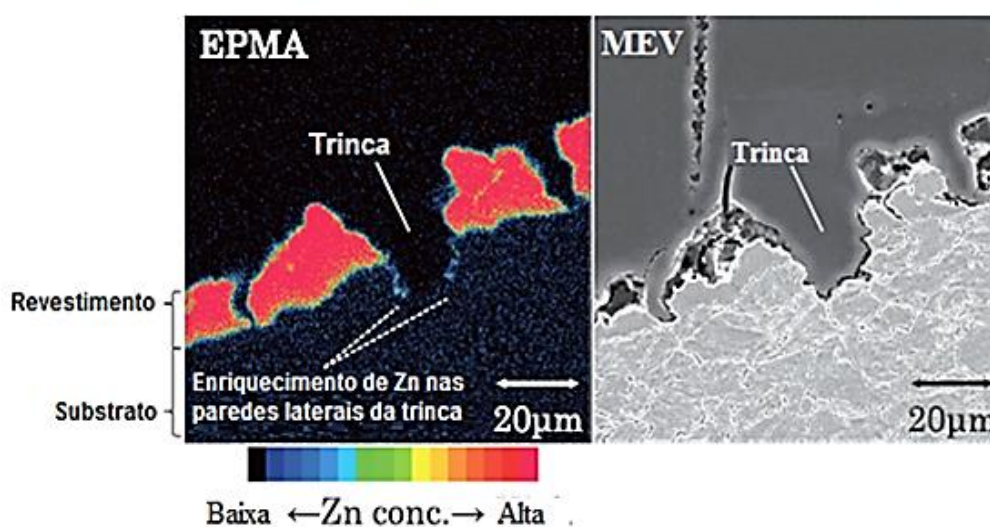


Figura 3.31: Mapeamento por EPMA de imagem via MEV da seção transversal de uma trinca gerada em uma amostra aquecida por 180 s. (Takahashi et. al. 2017)

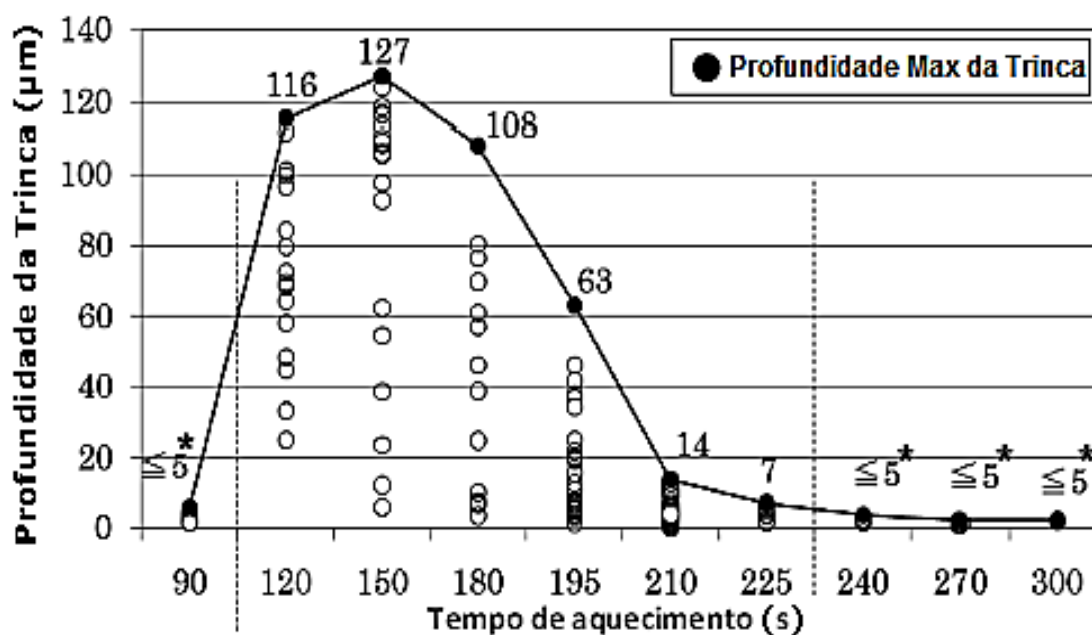


Figura 3.32: Mudanças na profundidade de trinca que penetraram no substrato em função do tempo de aquecimento no forno. Os asteriscos indicam a ausência de LME. (Takahashi et. al. 2017).

3.4. Janela CTS

Seok *et. al.* (2015) realizaram testes laboratoriais simulando o processo CTS na produção de peças no formato copo (ver figura 3.33), utilizando amostras de aço ao boro de 1,60mm de espessura, revestidas com Zn puro com peso de 50 g/m^2 por face. Este estudo avaliou o desempenho do material quando submetido ao aquecimento às temperaturas de 850°C , 900°C e 950°C para tempo de permanência no forno de 180 s, 300s e 600s. Os autores observaram que, independentemente do tempo de permanência avaliado, a temperatura de 850°C não foi suficiente para atingir o valor de dureza desejado na peça, além do aspecto superficial da peça escurecer com o aumento do tempo e temperatura conforme pode ser observado ainda na figura 3.33. Além, disso observaram que temperaturas de aquecimento de 900°C e 950°C com tempos de aquecimento de 5 e 10min, respectivamente, foram condições apropriadas para minimizar as ocorrências de micro-trincas, levando-os a concluir que a temperatura de aquecimento de 900°C com um tempo de aquecimento de 5 ou 10 minutos foram as condições mais apropriadas para o material avaliado.

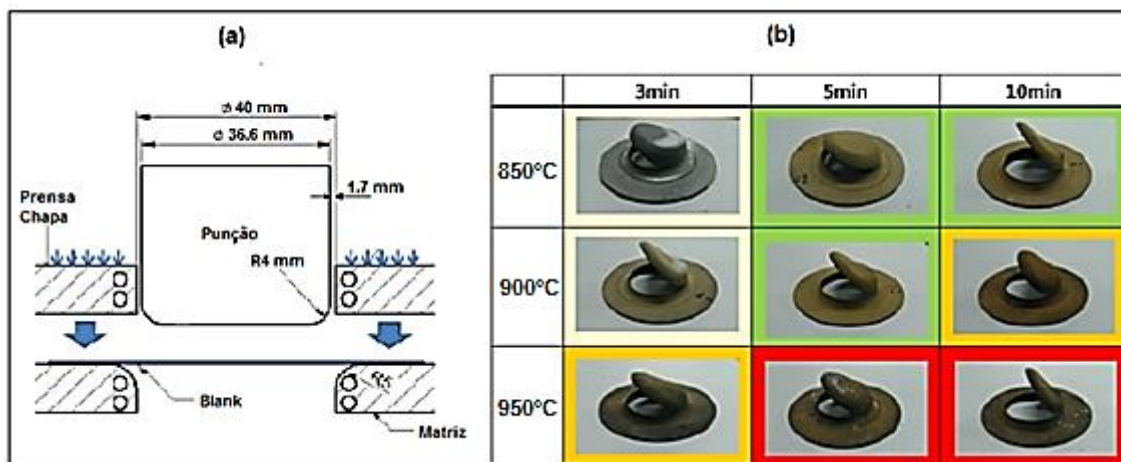


Figura 3.33: (a) Geometria da ferramenta; (b) resultado da geometria da peça estampada no formato copo e aspecto superficial da peça em função do tempo e temperaturas testados. (Seok et.al. 2015).

No processo de estampagem a quente, a taxa de aquecimento é um fator importante na determinação da janela CTS de forma a permitir a menor perda possível de Zn do revestimento original. Esta taxa é o resultado do tempo que leva para uma peça atingir a temperatura alvo depois de ter sido colocado em um forno. Os perfis de aquecimento industrial, muitas vezes têm duas taxas de aquecimento; geralmente uma mais rápida no início para aquecer as amostras a uma temperatura entre 500-700°C, e, em seguida, uma mais lenta para atingir a temperatura final de austenitização, sendo esta tipicamente entre 4 a 8 °C/s. (Ghanbari, 2013).

Kondratiuk *et al.* (2011) realizaram simulações do processo CTS de aço ao boro, espessura 1,5mm, revestido com Zn puro e também com a liga Zn-Ni, colocando amostras 100 x 100mm diretamente em um forno pré-aquecido a 880°C para avaliação do perfil de aquecimento resultante da tira. A figura 3.34 mostra a curva de aquecimento das amostras dentro do forno. A taxa de aquecimento variou no início cerca de 4,0 a 5,25°C/s até a temperatura de 700°C, e em seguida de 0,8 a 2,5°C/s até 880°C, revelando que a velocidade de aquecimento diminuiu com o aumento da temperatura. Neste cenário os autores avaliaram a evolução das transformações de fase no revestimento em determinadas temperaturas, conforme pode ser observado na figura 3.35 para o revestimento de Zn puro; concluiu-se que a taxa utilizada permitiu, a partir 450°C, a transformação do revestimento em compostos intermetálicos e soluções sólidas que apresentam pontos de fusão mais altos que o Zn puro inibindo a ocorrência de LME durante a conformação.

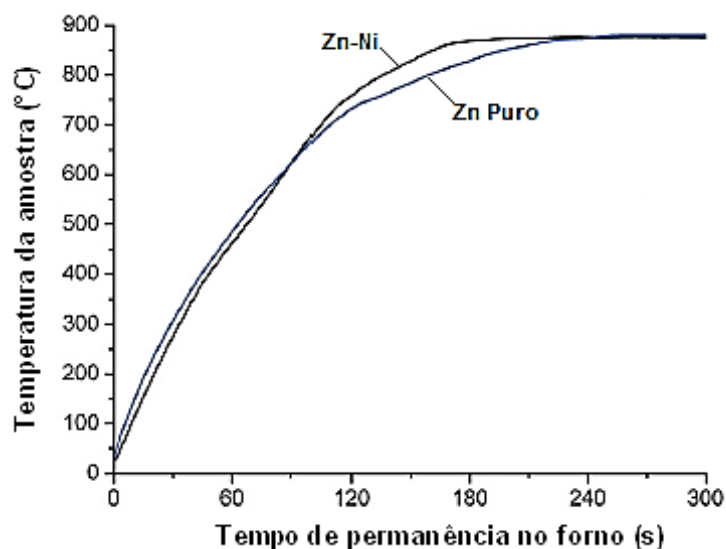


Figura 3.34: Curva de aquecimento de tiras de aço do boro, dimensões 1,5 x 100 x 100mm, revestidas com Zn-Ni e Zn Puro, submetidas ao forno com temperatura constante de 880°C. (Kondratiuk *et al.*,l. 2011).

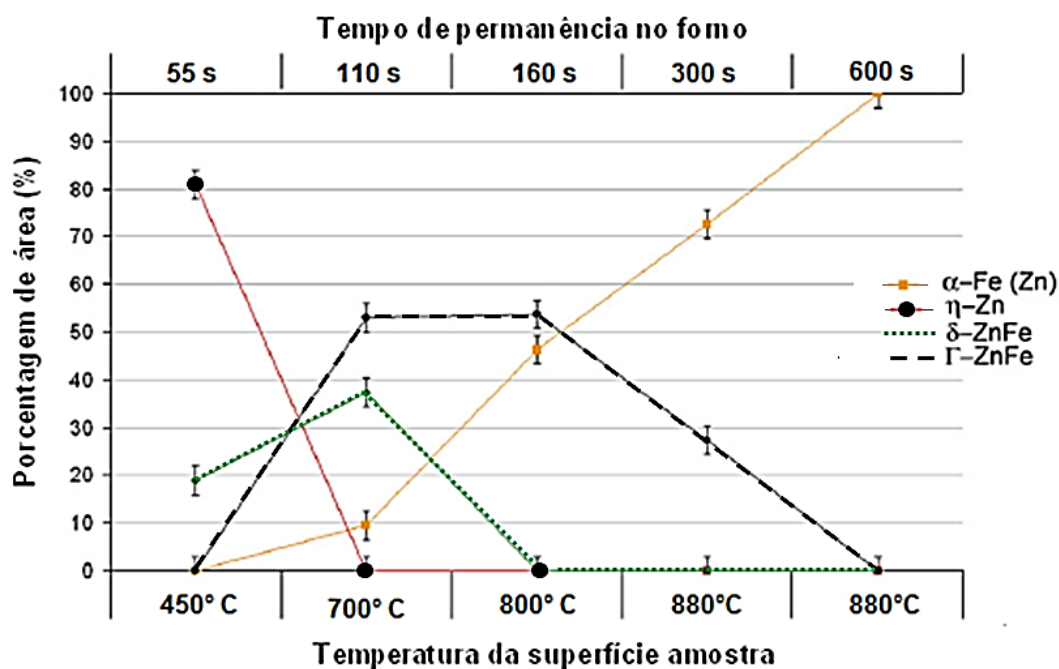


Figura 3.35: Evolução das transformações de fase no revestimento em função do tempo de permanência no forno e da temperatura da superfície da amostra. As frações de fase estão representadas pela porcentagem de área calculado na imagem de mapeamento de fases via MEV/EDX. (Kondratiuk *et al.*,l. 2011).

Hall *et al.*, (2012) avaliaram as condições ideais de tempo e temperatura, indicados por dois fornecedores A e B, para o processamento em CTS de aço ao boro revestidos com Zn puro, Zn-Fe e Al-Si. Os autores concluíram que os aços com revestimento a base de Zn apresentam uma janela de processo mais restrita, exigindo um maior controle dos parâmetros tempo e temperatura. A figura 3.36 ilustra estas janelas indicando os valores mínimo e máximo dos parâmetros temperatura e tempo de permanência no forno. (Hall *et al.*, 2012).

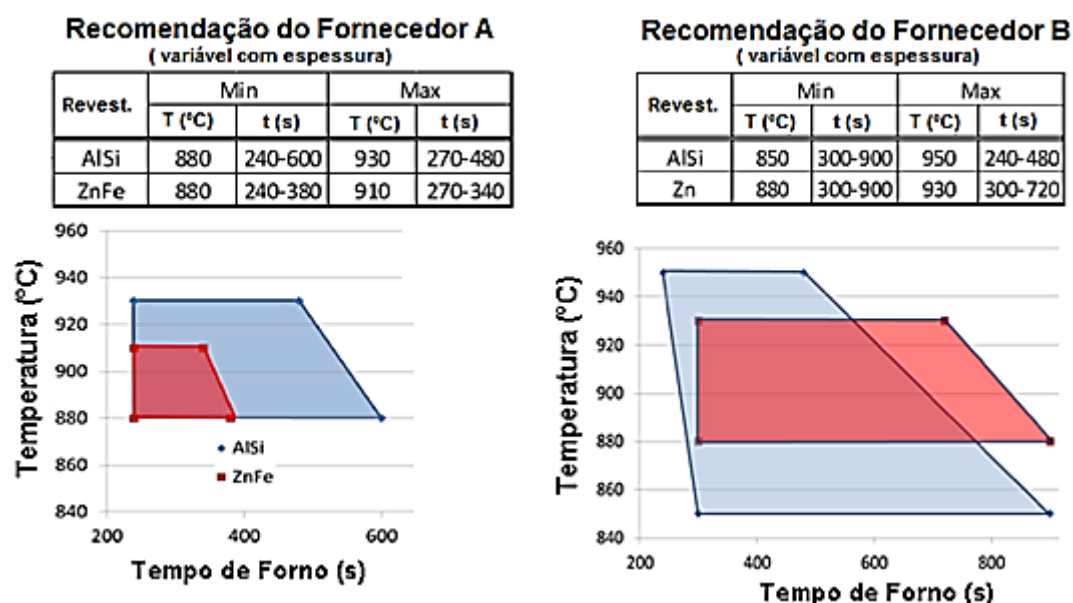


Figura 3.36: Condições ideais de tempo e temperatura conforme recomendações de dois fornecedores para processo de aços ao boro revestido com AlSi, ZnFe e Zn puro. (Hall *et al.*, 2012).

Com base no trabalho de Hall *et al.*, (2012), Carvalho *et al.*, (2014) estudaram a janela de processo de um aço ao boro, espessura de 1,6mm, com revestimento Zn-Fe, camada 80g/m² por face, em escala industrial, determinando as regiões de tempo e temperatura (ver figura 3.37) que devem ser evitadas de forma a se obter uma boa qualidade da peça. São elas:

- Região de evaporação do Zn, tempo baixo e altas temperaturas.
- Região com camada insuficiente de Zn por evaporação alta do Zn, tempo alto e temperaturas altas e intermediárias.
- Região de austenitização incompleta, temperatura baixa para qualquer tempo.
- Região de formação de micro trincas causadas pela presença de ferrita, tempo e temperaturas intermediárias de austenitização incompleta.

- Região LME ou de macro trincas provenientes da penetração do Zn metálico no substrato, temperaturas intermediárias e tempo baixo.

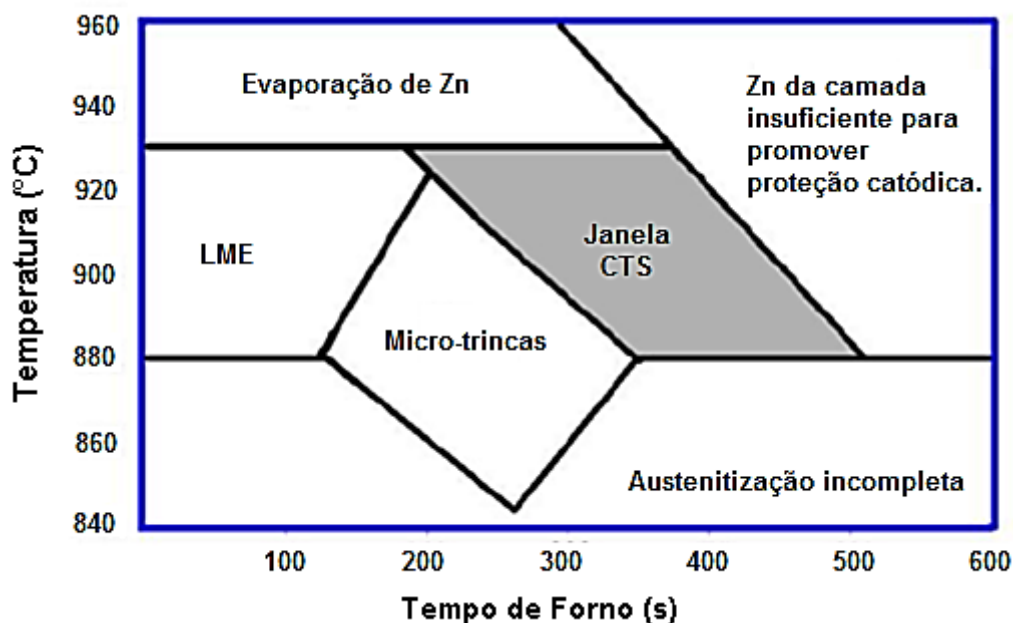


Figura 3.37: Janela CTS para aquecimento do blank na produção industrial da peça a partir de tira de aço ao boro, 1,6mm de espessura e camada de revestimento 80g/m² por face. Adaptado (Hall *et al.*, 2012)

Carvalho *et al.*, (2014) caracterizaram microestruturalmente as peças produzidas e realizaram testes de pintura e de resistência a corrosão após preparação da superfície com e sem jateamento por granalha de vidro (JV). As análises microestruturais para verificação das ocorrências de trincas no substrato neste estudo foram realizadas por microscopia óptica nas regiões de maior deformação da peça. Para tanto, as amostras foram retiradas de locais submetidos a esforços de estiramento na parede da peça, ver figura 3.38(a), e de tração na região de dobramento, ver figura 3.38(b), todos no plano longitudinal ao sentido de deformação. De acordo com Drillet *et. al.* (2012), estes são os locais preferenciais para a nucleação e a propagação de trincas do tipo micro e macro, respectivamente. Carvalho *et al.*, (2014) concluíram nesta análise que é possível obter uma peça constituída essencialmente de fase martensita, com pouca presença da fase ferrita e bainita, isenta de trincas no substrato. Além disso, após aprovação nos testes de aderência da película de tinta conforme norma ABNT NBR 11003, e também nos testes de corrosão conforme normas ASTM B117, SAE 2334, os autores sugerem a possibilidade de pintura da peça sem limpeza dos óxidos e com isso eliminar o processo de JV.

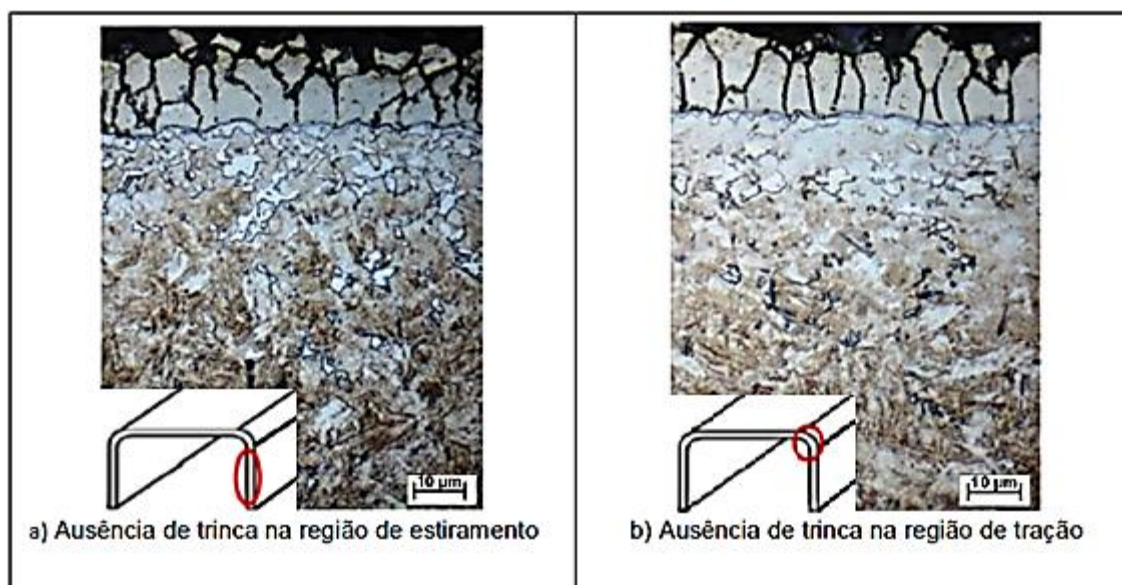


Figura 3.38: Análise microestrutural via MO em regiões de estiramento e tração da peça (Carvalho *et al.*, 2014).

Jönsson *et al.*, (2017) e Järvinen *et al.*, (2016) avaliaram a resistência a corrosão de aços revestidos a base de Zn em função do tempo de permanência no forno. Os primeiros autores afirmam que a proteção catódica dos *blanks* revestidos a base de Zn é influenciado pelo tempo de permanência do material no forno, pois este controla a quantidade e os tipos de fases intermetálicas Zn-Fe formadas durante o tratamento térmico. Resultados de estudos conduzidos por Järvinen *et al.* (2016) indicaram ainda que, aços com baixos pesos de revestimento de ZnFe, entre 40/40 e 50/50 g/m², podem ser processados com sucesso em tempos de permanência curtos. Para pesos de revestimento elevados, entre 70/70 e 80/80 g/m², é necessário um tempo de permanência significativamente maior.

Os dados e os resultados experimentais encontrados na literatura, referentes a aplicação dos aços ao boro revestidos a base de Zn na conformação a quente, nos revela que o sucesso de aplicação está associado aos parâmetros ideais de processo tempo e temperatura de tratamento térmico dos *blanks*. Porém, esses parâmetros podem variar em função da quantidade de Fe e Zn presentes no revestimento, como também da espessura dos *blanks*, que poderão exigir, para os mais espessos, tempos maiores de processamento para austenitização completa do material. Além disso, não se sabe ao certo qual seria o comportamento de *blanks* do tipo *patch work* e se seria possível determinar uma janela de processo para essa configuração de peça.

4- METODOLOGIA

O tratamento térmico para o processo de conformação a quente de aços revestidos com a liga Zn-Fe possui 2 principais objetivos:

- Transformar o revestimento Zn-Fe, constituído por 4 compostos intermetálicos Zn-Fe (ζ , δ , Γ_1 e Γ) em uma camada composta predominantemente por solução sólida Fe(α)-Zn;
- Promover a austenitização do aço, de maneira a produzir no produto final, uma estrutura predominantemente martensítica.

Para alcançar o primeiro objetivo é necessário controlar o processo difusional, ajustando adequadamente os parâmetros tempo e temperatura do tratamento térmico, evitando a formação de fase líquida. A figura 4.1 ilustra o diagrama Fe-Zn representando as transformações de fases durante o tratamento térmico para conformação a quente.

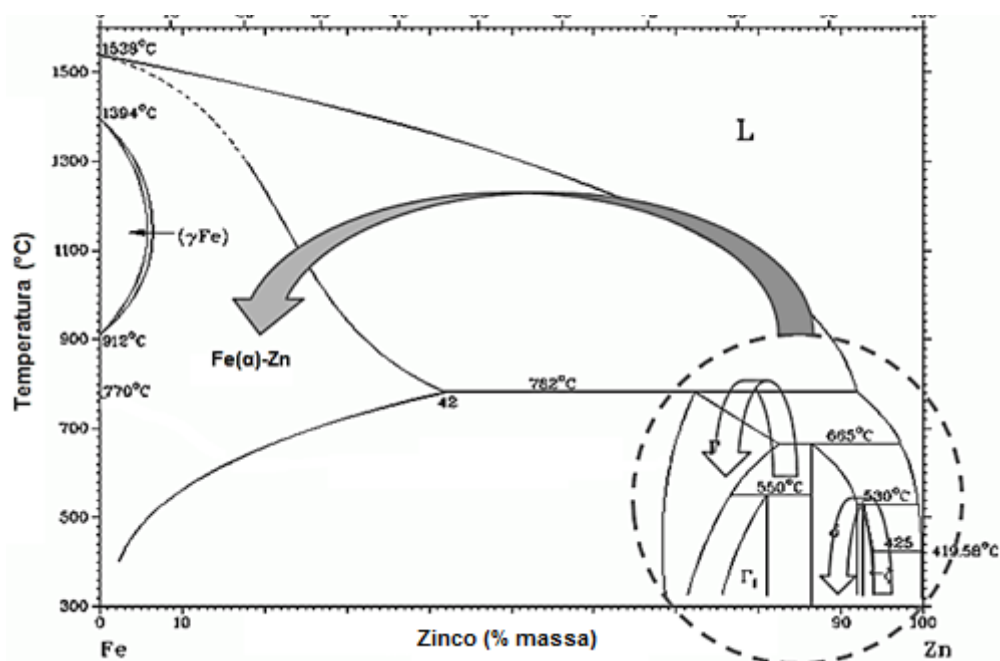
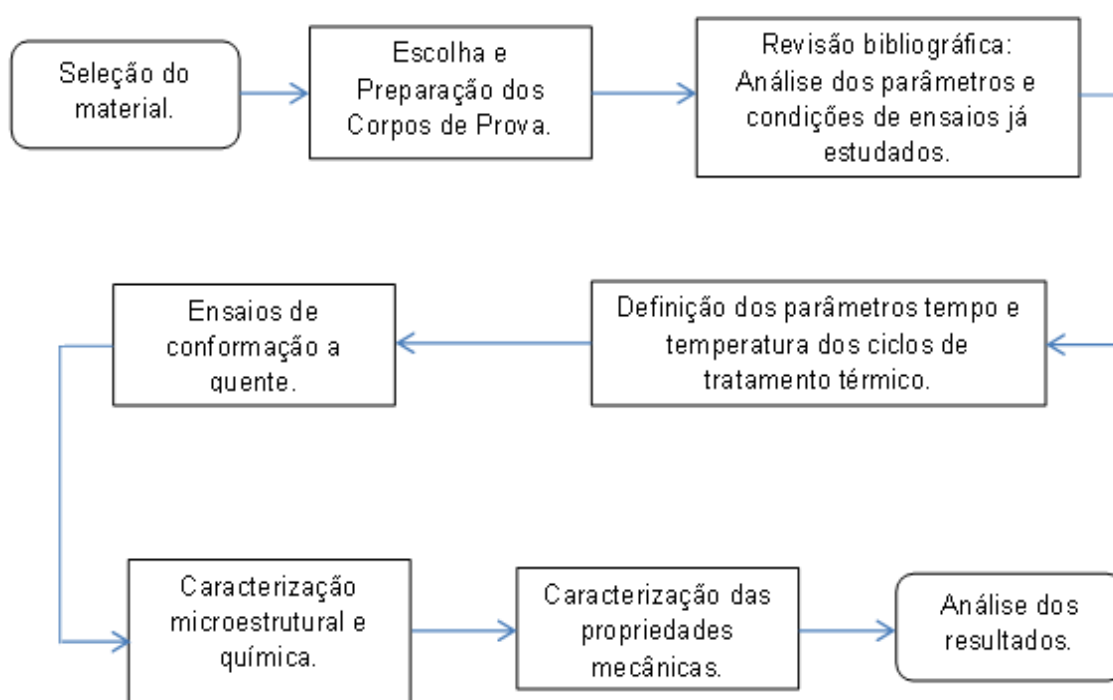


Figura 4.1: Fluxo de transformações de fases intermetálicas (ζ , δ , Γ_1 e Γ) dando origem a solução sólida Fe(α)-Zn previstos no revestimento Zn-Fe durante o tratamento térmico. Adaptado de Lee *et al.*, (2012).

Desta forma, o estudo em questão será realizado alterando a temperatura e o tempo de permanência dos *blanks* no forno antes do processo de conformação e avaliar, após a CTS, as transformações ocorridas no revestimento e no substrato. O fluxograma abaixo ilustra as etapas do procedimento experimental.



4.1 Seleção do material

Para a realização do experimento serão utilizadas amostras de um aço ao boro, revestido com camada de Zn-Fe, padronizado na Usiminas como USIGAL-GA-PHS-1500, nas espessuras de 1,2mm, 1,8mm e 2,2mm, provenientes respectivamente dos produtos 5726684, 1603017 e 9519895. Os materiais foram produzidos em escala industrial na usina integrada da Usiminas em Ipatinga-MG conforme descrito no capítulo 3.2.1 deste trabalho. Nas tabelas IV-1, IV-2 e IV-3, podem ser observados a composição química, as propriedades mecânicas como laminado e massa de camada de revestimento do material a ser estudado. Estas características técnicas foram adotadas para atendimento aos requisitos de normas de montadoras americanas e europeias, específica para aço ao boro com revestimento Zn-Fe destinado ao processo de conformação a quente.

Tabela IV.1: - Composição química básica do aço 22MnB5.

Identificação das amostras	Composição Química (% em massa)									
	C	Si	Mn	P	S	Al	B	Cr	Ti	N
1,2mm	0,23	0,24	1,22	0,021	0,004	0,046	0,0029	0,19	0,048	0,0036
1,8mm	0,25	0,23	1,24	0,011	0,002	0,036	0,0035	0,19	0,035	0,0052
2,2mm	0,24	0,23	1,26	0,018	0,002	0,037	0,0026	0,22	0,038	0,0046
Especificação	0,22 a 0,27	0,15 a 0,50	1,10 a 1,40	< 0,025	< 0,015	0,020 a 0,060	0,0020 a 0,0050	-	0,020 a 0,050	-

Tabela IV.2: Propriedades mecânicas típicas como laminado

Identificação das amostras	LE MPa	LR MPa	AI% BM =80 mm
1,2mm	453	624	26
1,8mm	365	599	26
2,2mm	355	582	28
Valores típicos	310 a 430	450 a 650	≥ 20

Tabela IV.3: Massa de camada de Zn-Fe das amostras de aço 22MnB5.

Identificação das amostras	Massa de camada de Zinco Superior/Inferior (g/m ²)
1,2mm	88/89
1,8mm	89/89
2,2mm	95/94
Valores Visados por face	80 95

4.2. Corpos de prova

A escolha de *blanks patchwork* com espessura total de 3,0mm e 3,4mm leva em consideração o modelo desta peça que exige tempo de forno relativamente longo para uma austenitização completa do substrato, quando comparado a *blanks* simples de até 2,0mm de espessura que já foram testados com sucesso pela Usiminas em parceria com autopeças e montadoras. Este fato provoca questionamentos sobre a capacidade do revestimento suportar tempos longos, acima de 300s e temperaturas altas de forno,

acima de 900°C. Outro fato é a crescente demanda no mercado brasileiro e poucos estudos relacionados ao revestimento ZnFe em *patchworks*.

O primeiro *patchwork* foi produzido pela solda a ponto de um blank de 1,2mm x 150mm x 60mm ao centro da superfície de outro blank, com dimensões de 1,80mm x 210mm x 150mm, e o segundo, pela solda a ponto de um blank de 1,2mm x 150mm x 60mm ao centro da superfície de outro blank com dimensões de 2,2mm x 210mm x 150mm. A figura 4.2 ilustra o esquema de montagem dos blanks.

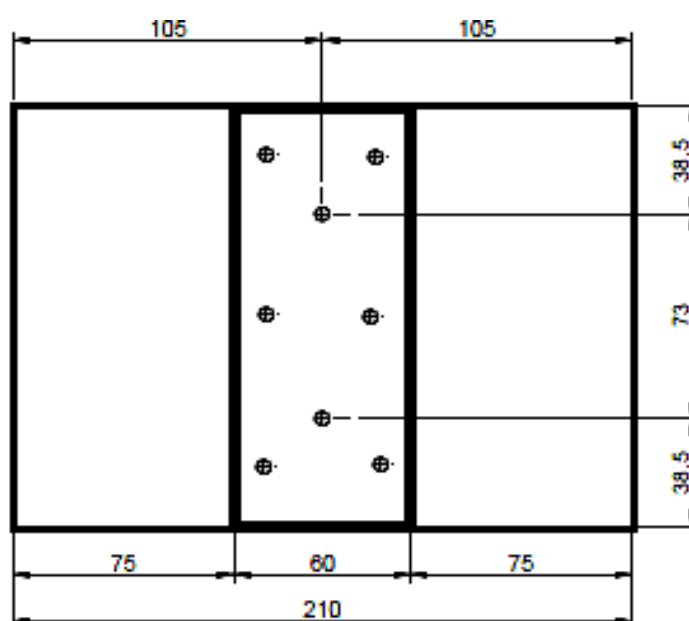


Figura 4.2: Esquema de montagem dos blanks patchwork, onde os círculos na figura indicam os pontos de solda com as medições em mm.

4.3 Parâmetros dos ciclos de tratamento térmico

A primeira avaliação a ser considerada para escolha da temperatura de aquecimento dos blanks está definida na curva CCT da figura 3.16, onde é indicada a temperatura de início (A_{c1}) e final (A_{c3}) de austenitização do aço. Desta forma se faz necessário trabalhar com o *blank* na prensa, no ato da conformação, com temperaturas acima de 720°C para obter predominância de microestrutura martensítica na peça. Nos processos industriais de CTS, nos quais o tempo de transferência do *blank* do forno para a ferramenta está entre 5 a 7 segundos, pode ocorrer uma perda de temperatura de até 200°C. Assim, é desejável que o *blank* saia do forno com temperaturas superiores a 900°C.

Estudos realizados em *blanks* simples por Seok *et.al.* (2015), Järvinen *et. al.* (2016), Kondratiuk *et al.* (2011), Hall *et al.*, (2012), Carvalho *et al.*, (2014) e Takahashi *et. al.* (2017), apresentados na revisão bibliográfica deste trabalho (seção 3.4), revelam desempenho satisfatórios de aço ao boro com revestimento Zn-Fe no processo CTS, quando tratados termicamente entre 880°C e 950°C com tempos superiores a 200s de permanência no forno. Takahashi *et. al.* (2017), definem para *blanks* simples de 2,6mm de espessura, de um aço ao boro com camada ZnFe de 71 g/m² por face, um tempo mínimo de aquecimento de 240 s a uma temperatura de forno de 900°C.

Por essas razões apresentadas acima, foram escolhidos tempos de aquecimento de 240s, 340s e 440s em um forno estabilizado em três temperaturas, 900°C, 920°C e 940°C, para aquecimento de dois modelos de *blanks* do tipo *patchwork*, PW3.0 e PW3.4, onde a espessura total no *patch* são respectivamente 3,0 mm e 3,4 mm. Desta forma foram avaliadas 9 condições de tratamento térmico em 2 modelos de *patchwork*.

Na primeira etapa do experimento, os *blanks* foram submetidos a tratamento de térmico em um forno mufla Thermolyne (Figura 4.3). Esse equipamento proporciona o aquecimento dos corpos de prova por radiação e convecção através da utilização de 4 resistências elétricas. A câmara de aquecimento da mufla possui as dimensões de 350mm x 350mm x 370mm que é suficiente para realizar o aquecimento dos corpos de prova propostos no estudo. O aquecimento da mufla é realizado através de um módulo eletrônico de controle de temperatura e um termopar instalado na parte superior da câmara de aquecimento que faz a leitura do valor de temperatura programado no controlador.



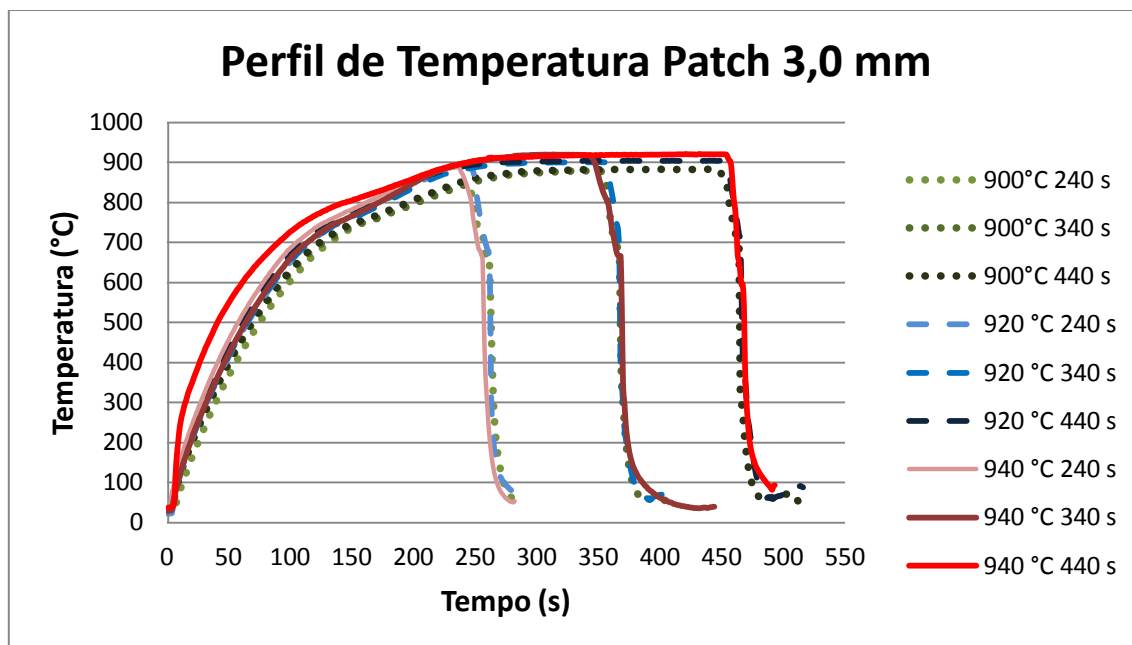
Figura 4.3: Mufla Thermolyne

A avaliação do perfil de aquecimento é importante para determinar os limites que garantem austenitização preservando o revestimento da peça. Os ensaios foram realizados inserindo os blanks na mufla, com a câmara de aquecimento estabilizada na temperatura programada, de forma a possibilitar ao blank atingir perfis de aquecimento diferenciados que serão monitoradas por meio da utilização de termopares tipo “K” fixados nos blanks que estarão ligados a um sistema de aquisição de dados apresentado na figura 4.4.

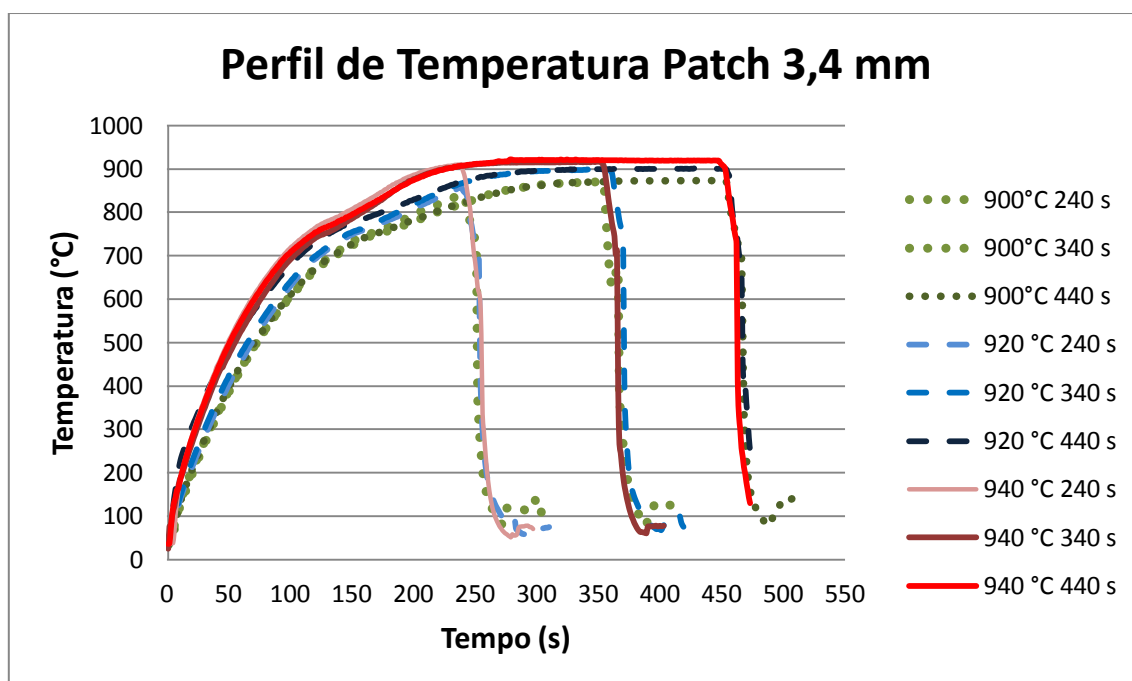


Figura 4.4: Sistema de aquisição de dados do fabricante GRANT, modelo Squirrel série 1200.

Os modelos dos perfis de aquecimento utilizados no estudo são mostrados na figura 4.5.



(a)



(b)

Figura 4.5: Ciclos térmicos empregados para tratamento térmico dos blanks patchwork de 3,0 mm (a) e 3,4 mm (b).

4.4 Ensaio CTS

Os blanks, após processo de tratamento térmico em forno mufla, conforme descrito acima no capítulo 4.2, são transferidos manualmente para a prensa utilizando uma pinça específica para a tarefa. O tempo de transferência foi de 5s a 7s e a prensa permaneceu fechada sobre a peça por 16s. A prensa do Tipo C, do fabricante Hidral-Mac com capacidade de 40 toneladas, é composta por um conjunto punção/matriz com sistema de refrigeração, figura 4.6 (a). O punção foi confeccionado com raio de 5mm, resultando em uma relação de raio sobre espessura do patchwork próximo a 1,5. A folga, distância entre a matriz e o punção, mede exatamente 3,4mm. A figura 4.6 ilustra o perfil geométrico do blank em (b) e da peça após CTS em (c).

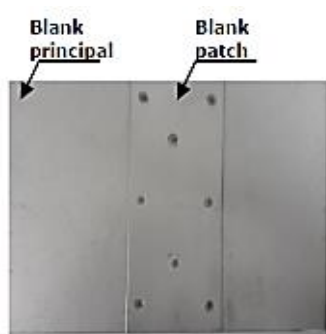
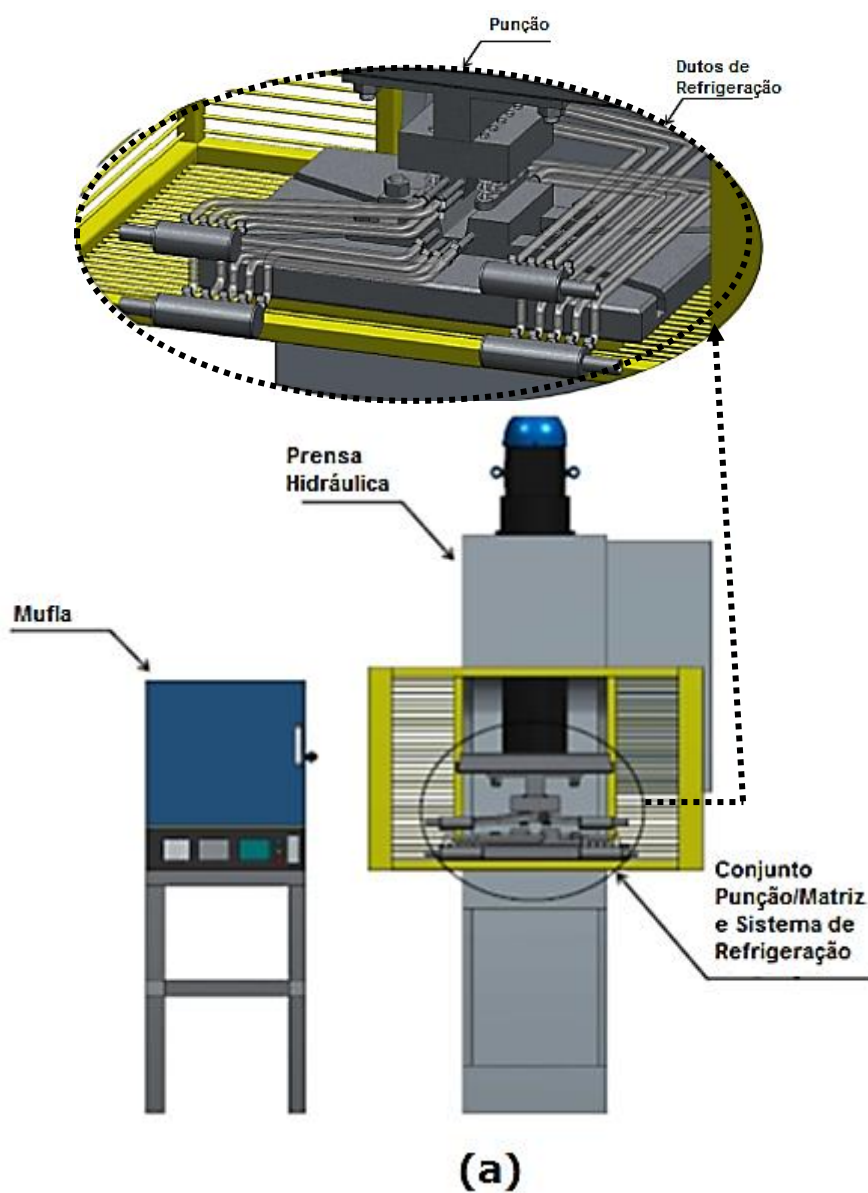


Figura 4.6: Desenho do forno Mufia e Prensa hidráulica com detalhe do conjunto punção/Matriz e Sistema de refrigeração em (a) e perfil geométrico do blank (b) e peça (c).

4.5 Caracterizações microestrutural, química e de propriedade mecânica.

As análises do revestimento e substrato foram realizadas na região do *patchwork*, conforme figura 4.7, em amostras de peças produzidas pelo processo CTS em escala laboratorial no Centro de Pesquisa da Usiminas em Ipatinga, onde as mesmas foram caracterizadas através das técnicas descritas a seguir:

- Microscópio óptico (MO): essa técnica foi aplicada em todas as amostras produzidas para análise do efeito do tratamento térmico sobre o revestimento, basicamente sua microestrutura, e sobre o aço para análise da microestrutura resultante, a possível formação de trincas na interface com o revestimento. As amostras foram analisadas após ataque com reagente Nital (4%) em solução, para revelar o aspecto microestrutural, utilizado o microscópio óptico da marca ZEISS Action Axio Imager A2M com capacidade de aumento de 12,5 a 1000X.
- Microscopia eletrônica de varredura (MEV): essa técnica foi aplicada em todas as amostras produzidas, bem como o EDS (espectrômetro por dispersão de energia), permitindo caracterizar microestrutura, mapeamento químico dos revestimentos produzidos e composição química das fases que os compõem. Para tal, foram realizadas análises nas seções após terem sido atacadas com reagente Nital (2%) em solução para revelar a microestrutura do revestimento. Foi utilizado nessas avaliações o microscópio eletrônico de varredura, modelo EV050, da Zeiss, acoplado a espectrômetro por dispersão de energia (EDS), modelo INCA350, da Oxford Instruments.
- Dureza: Os ensaios de dureza foram realizados utilizando-se um durômetro digital modelo FV-100, fabricado pela *Future Tech*, equipado com sistema automático de medição. Impressões com carga de 3kgf foram aplicadas para a determinação do perfil de dureza, ao longo da espessura dos dois blanks que compõem o *patchwork*, com espaçamentos entre medidas de 0,3mm.

A figura 4.7 ilustra as regiões onde foram direcionadas as análises no *patchwork*. Por estarem sujeitas ao maior esforço de deformação durante a conformação, foram escolhidas as regiões de dobramento e estiramento, conforme proposto no estudo de

Drillet *et al.* (2012), para análise microestrutural e de composição química. As amostras para os ensaios de dureza foram retiradas nas regiões planas do *patchwork*. A tabela IV-6 resume as técnicas das análises que foram realizadas neste estudo.

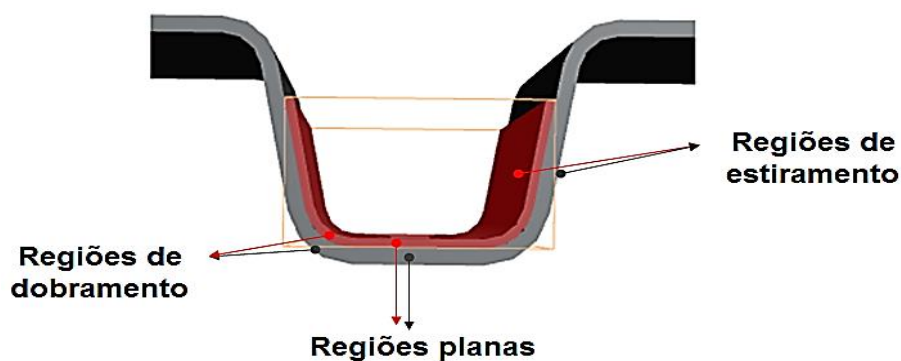


Figura 4.7: Regiões do patchwork onde foram realizadas análise de caracterização.

Tabela IV.4 : Análises que serão realizadas neste estudo.

Caracterização Patchwork	Método	Objetivo
Microestrutural	MO -Nital (4%)	Avaliar a integridade estrutural do revestimento e substrato.
Microestrutural/ Composição química	MEV/EDS Mapeamento de elementos Zn, Fe, O	Avaliar a transformação do revestimento e interfaces após o tratamento térmico.
Dureza	Perfil de dureza HV, carga de 3 kgf, ao longo da espessura.	Avaliar a dureza na peça nas diferentes condições de ensaio.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Foram produzidos 2 corpos de prova para cada condição de ensaio, totalizando 36 ensaios no sistema piloto de conformação a quente.

5.1 Aspecto superficial

A figura 5.1 ilustra o aspecto das peças após o processo CTS. Observa-se uma tonalidade mais escura para tempos maiores e maior incidência de óxidos brancos para aquelas processadas em temperatura de forno a 940°C, com tempos iguais e superiores a 340 s.

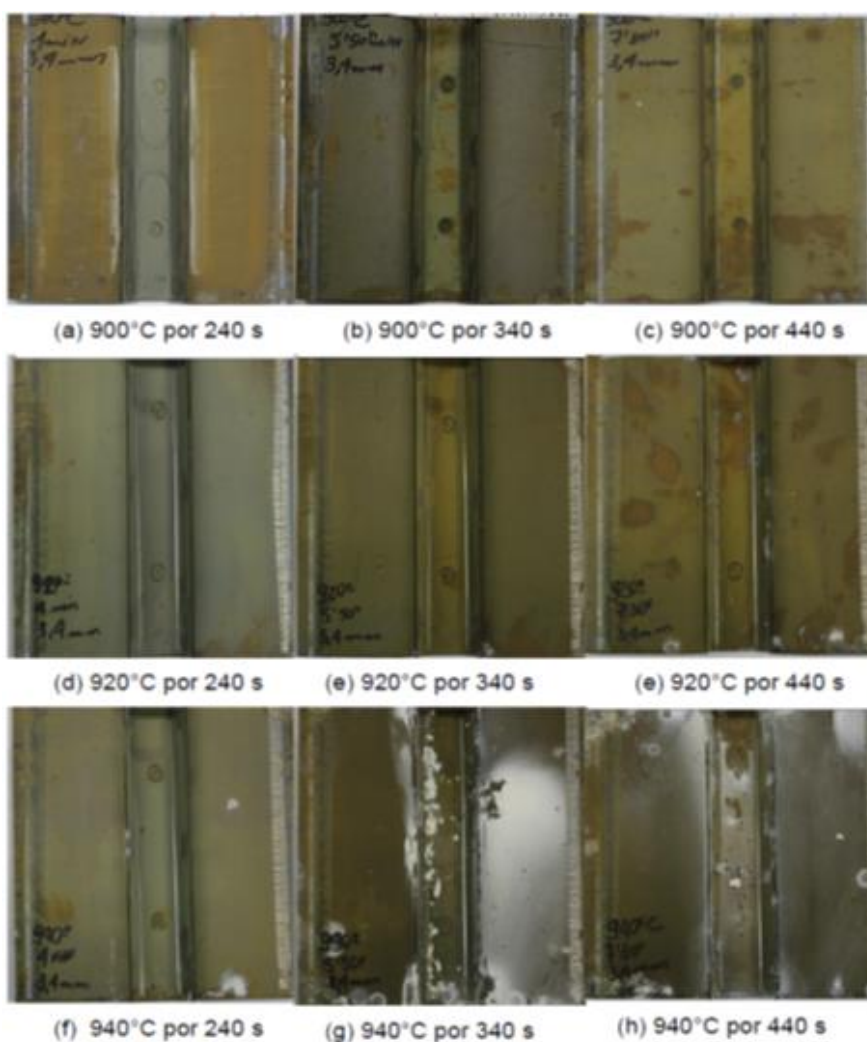


Figura 5.1: Aspecto das peças após CTS submetidas a diferentes ciclos térmicos utilizando blanks patch work com espessura total de 3,4 mm.

Na figura 5.2, pode ser observado que a ocorrência de óxidos brancos na superfície das peças processadas a 940°C está associada aos óxidos de Zn, com pequenas quantidades de Al. A causa mais provável do fenômeno seria a pequena perda de massa localizada, decorrente de regiões na superfície do revestimento GA com maior concentração de Zn, ricas em fase zeta (ζ). De modo geral, a camada de óxido, presente em todas as condições de tratamento avaliadas, aumentou de intensidade e tamanho à medida que se elevou o tempo e a temperatura de tratamento térmico dos blanks.

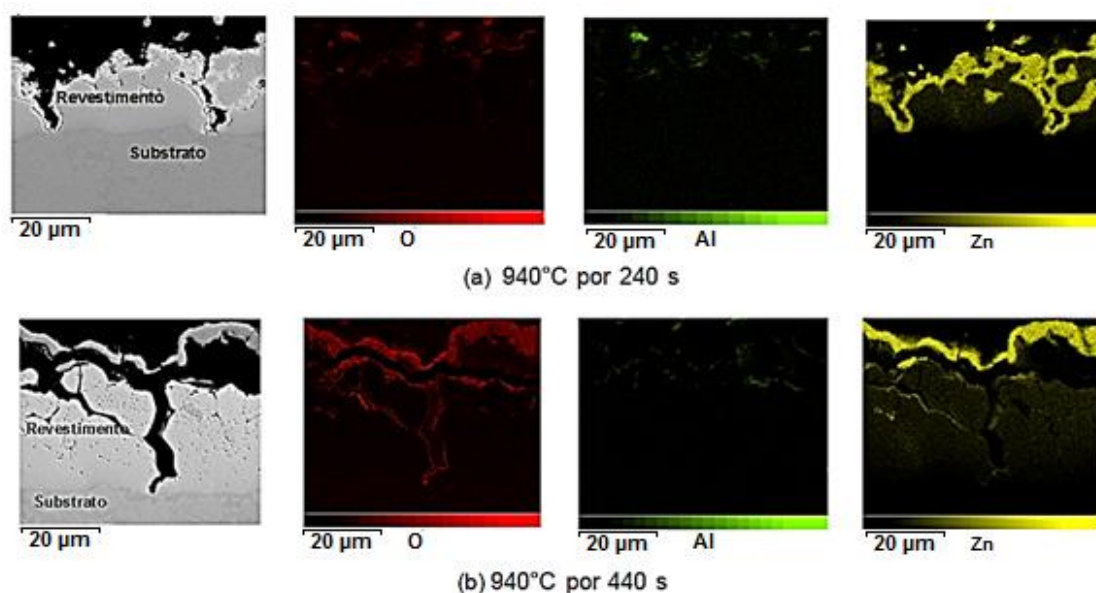


Figura 5.2: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento.

5.2 Transformação do revestimento após CTS

Durante o tratamento térmico dos blanks, ocorre um processo de difusão do Fe do substrato para o revestimento. A figura 5.3 ilustra a transformação do revestimento após o processo CTS a 920°C por 340s. Antes do processo CTS, o blank apresenta uma camada homogênea com percentual de Zn acima de 85% da massa, indicando, de acordo com o diagrama Fe-Zn da figura 4.1, predominância do composto intermetálico delta (δ), com alguma presença da fase gama (Γ 1) e traços de Zeta (ζ). Após a CTS, observa-se que o revestimento praticamente duplica de espessura e, neste caso, é formado predominantemente por solução sólida Fe(α)-Zn, com até 35% em massa de Zn, e por uma camada superficial de óxidos rica em Zn.

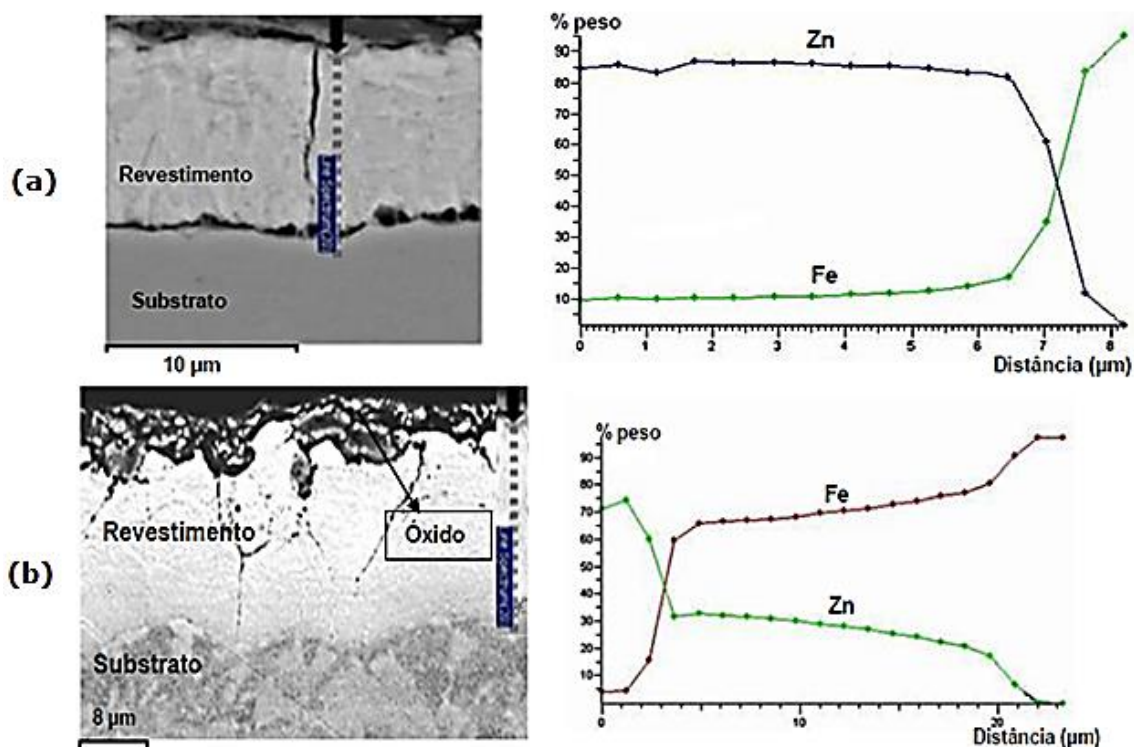


Figura 5.3: Imagens em MEV do blank (a) e da peça após CTS a 920°C por 340 s (b), e ainda análise de Fe e Zn ao longo da espessura do revestimento.

As figuras 5.4 a 5.6 ilustram as transformações do revestimento, através do mapeamento da composição química na região de dobramento, para todas as condições analisadas de tratamento térmico. Os resultados foram semelhantes para os dois modelos de patchwork estudados. Observa-se que a concentração de Fe no revestimento aumenta com o tempo de tratamento térmico. Para tempos maiores, 340 s e 440 s, o revestimento apresenta uma distribuição mais homogênea de Zn, sugerindo uma proporção maior de solução sólida Fe(α)-Zn nestas condições.

Ainda nas figuras 5.4 a 5.6, observa-se que as discontinuidades no revestimento aumentaram na medida em que se elevou o tempo e a temperatura de tratamento térmico dos blanks. No entanto, não foram observadas, em nenhuma das condições de tratamento térmico avaliadas, regiões com deslocamento total do revestimento. Estas discontinuidades não são observadas na região plana da peça, apenas na região de tração associados ao raio externo de dobramento da peça.

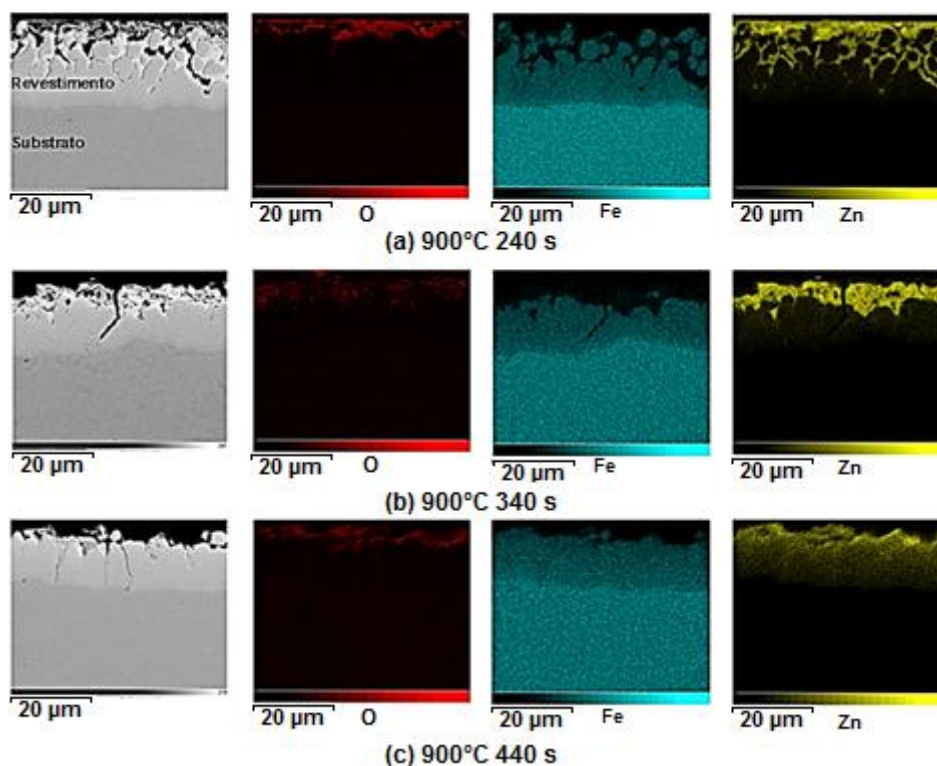


Figura 5.4: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento do patchwork após CTS a 900°C.

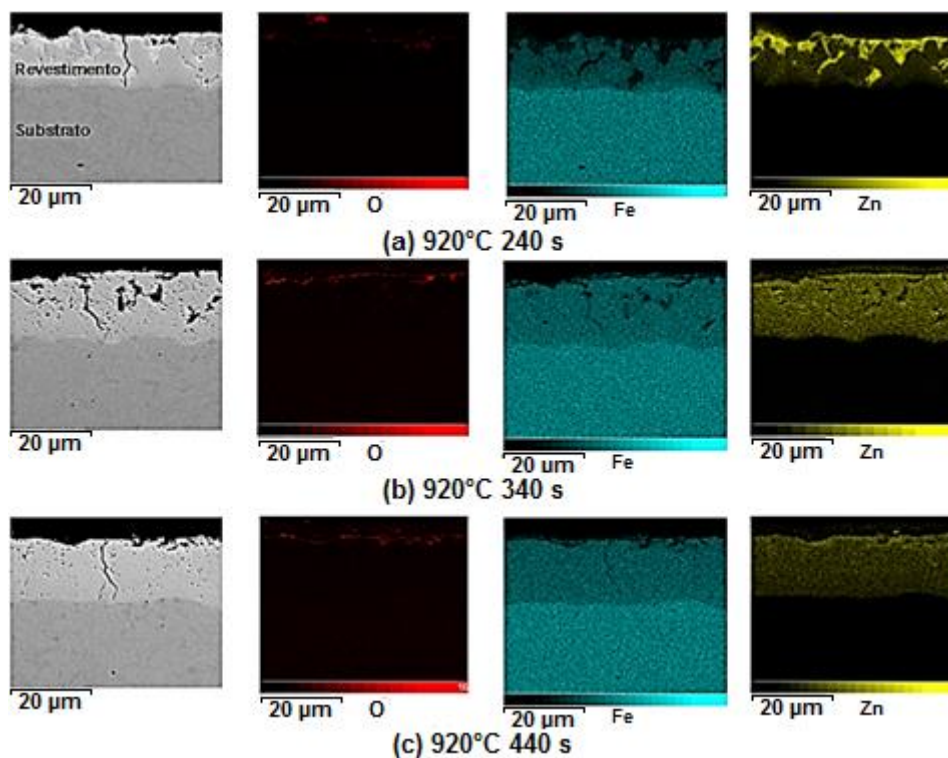


Figura 5.5: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento do patchwork após CTS a 920°C.

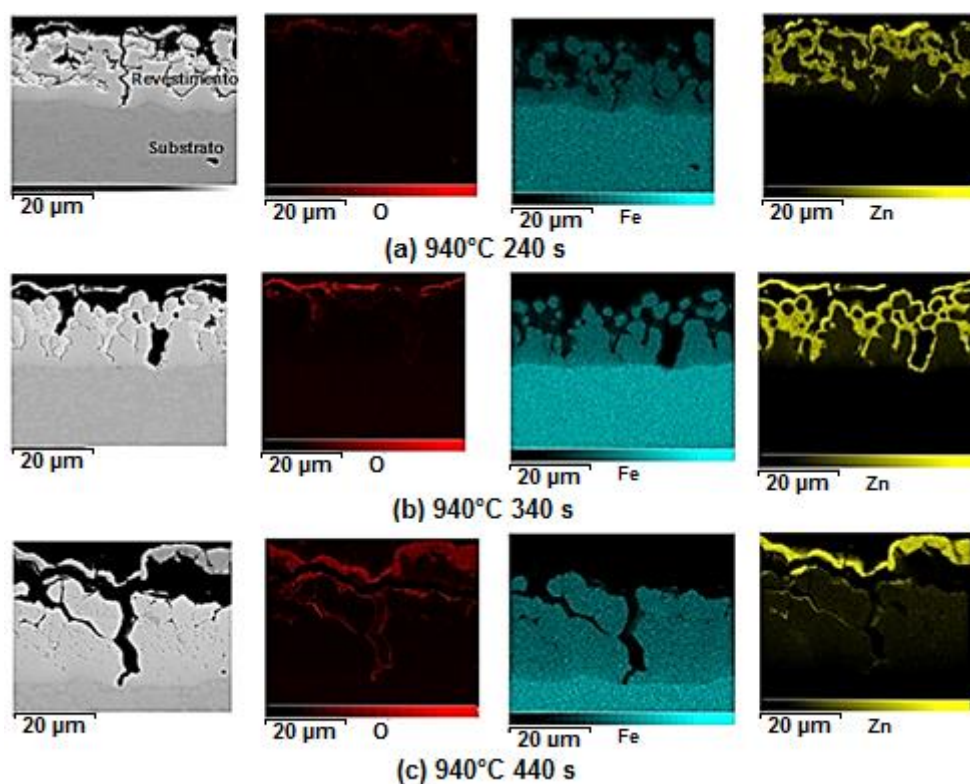


Figura 5.6: Distribuição dos elementos O, Al e Zn no revestimento na posição externa do raio de dobramento do patchwork após CTS a 940°C

A figura 5.7 ilustra um exemplo da análise em MEV para contagem da porcentagem em massa de Fe e Zn presente nos constituintes do revestimento, nas duas faces do *blank patch* de 1,2mm, após o processo CTS. O estudo comparou a quantidade destes elementos nas faces internas e externas dos *blanks* que compõem o patchwork, ou seja, da face exposta que entra em contato direto com o ambiente do forno e ferramenta, e a parte interna que está em contato com o *blank* principal. Observa-se que a transformação do revestimento na região avaliada ocorreu de maneira equivalente nas duas faces, resultando na predominância de solução sólida após 340s de tempo de tratamento a 920°C. Na face externa foram observadas ocorrências de óxidos superficiais em maior intensidade, e na face interna, a partir de 340s, observa-se uma fina camada de compostos intermetálicos rico em Zn sobre a solução sólida.

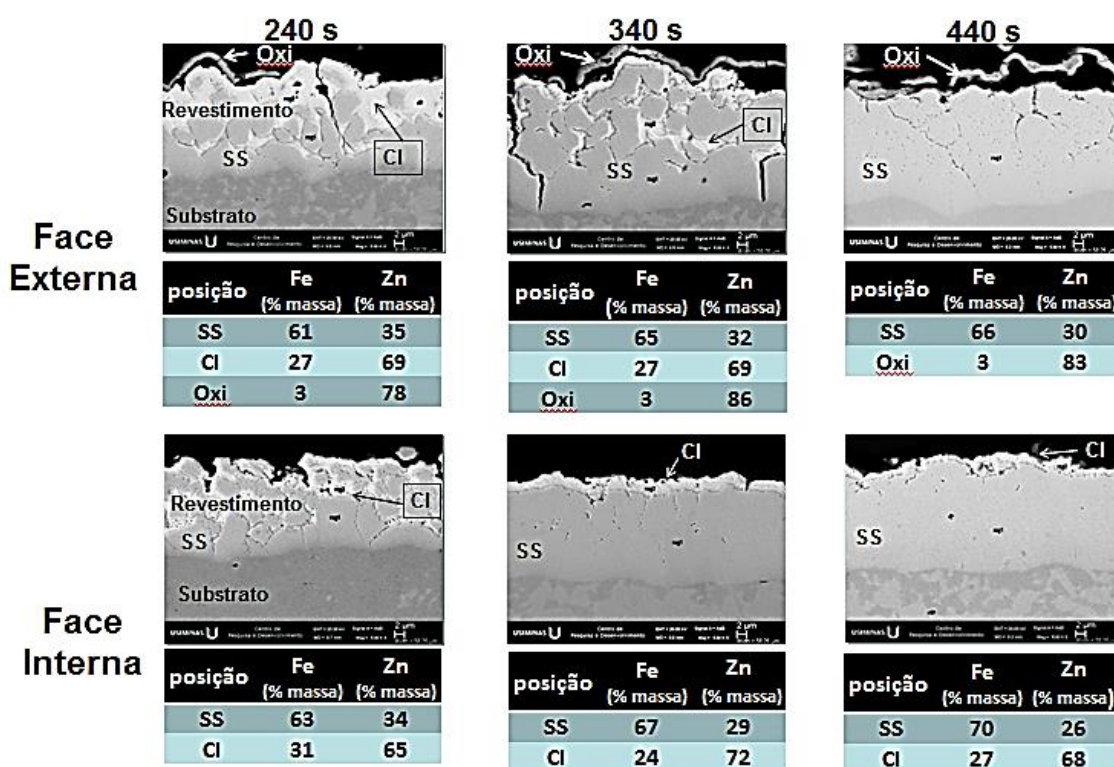


Figura 5.7: Contagem da porcentagem em massa de Fe e Zn presente nos constituintes do revestimento após o processo CTS a 920°C, nas duas faces do blank patch de 1,2 mm de espessura. Sendo, (SS) solução sólida, (CI) compostos intermetálicos e (Oxi) óxidos superficiais.

Na figura 5.8 estão ilustrados os valores médios da contagem da porcentagem em massa de Fe e Zn na solução sólida das faces internas e externas, após processo CTS na temperatura de 920°C para os 3 tempos de permanência de forno estudados. Observa-se que há uma tendência no aumento de Fe e diminuição de Zn na solução sólida da camada de revestimento à medida que se aumenta o tempo de tratamento térmico. Além disso, os dados revelam ainda uma propensão da face externa em preservar uma maior quantidade de Zn na solução sólida quando comparado à face interna. Este fato pode estar associado à presença da camada de óxido na face externa que formaria, de acordo que Lee *et al.* (2011), uma barreira contra a evaporação do Zn. A quantidade de Zn remanescente na camada de revestimento após CTS entre 20% a 40% em massa, associados a uma formação homogênea de camada após 340s, com o dobro da espessura da camada original, asseguram o desempenho de resistência extra a corrosão destas peças com base nos ensaios de resistência a corrosão de Carvalho *et al.* (2014) em peça com características similares.

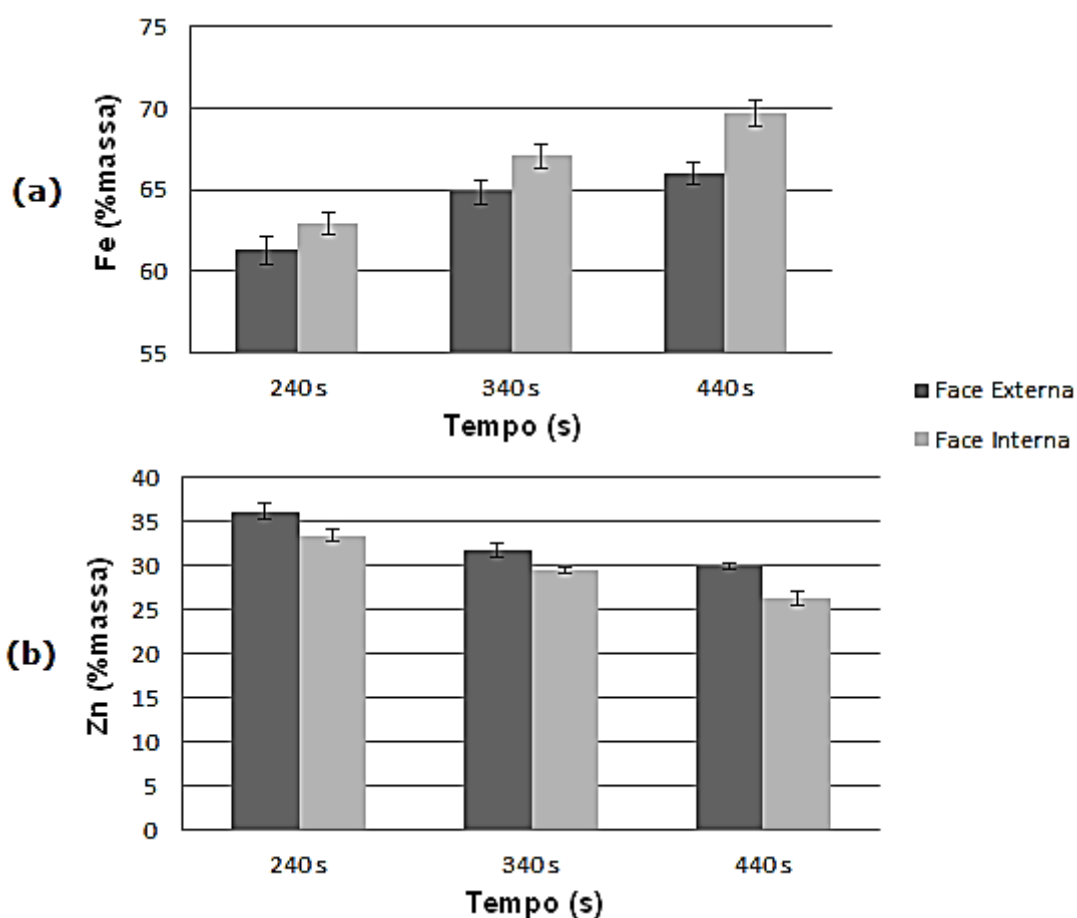


Figura 5.8: Contagem da porcentagem em massa de Fe (a) e Zn (b) via MEV/EDS na solução sólida das faces internas e externas, após processo CTS nos parâmetros tempo e temperatura estudados.

5.3 Avaliação da integridade do revestimento e substrato após CTS

5.3.1 Região de dobramento

Não foram encontradas trincas no substrato nas regiões de dobramento em nenhuma das condições de tratamento térmico estudadas. Desta forma propõe-se que, mesmo para tempos mais curtos, a existência de uma camada de solução sólida Fe(α)-Zn junto à interface com o aço contribuiu para preservação da integridade do substrato, impedindo a ocorrência de trincas do tipo LME, conforme proposto nos estudos de Drillet et. al. (2012), Takahashi et. al. (2017) e Lee *et al.* (2012). A figura 5.7 apresenta a microestrutura, via MO, da região externa da dobra dos dois blanks que compõe a região do patchwork de 3,4mm após CTS para tempo de 340s a 920°C, e as figuras

5.8 e 5.9 apresentam com maior ampliação esta mesma região para os tempos de 240s a 440s, nos dois modelos de patchwork estudados.

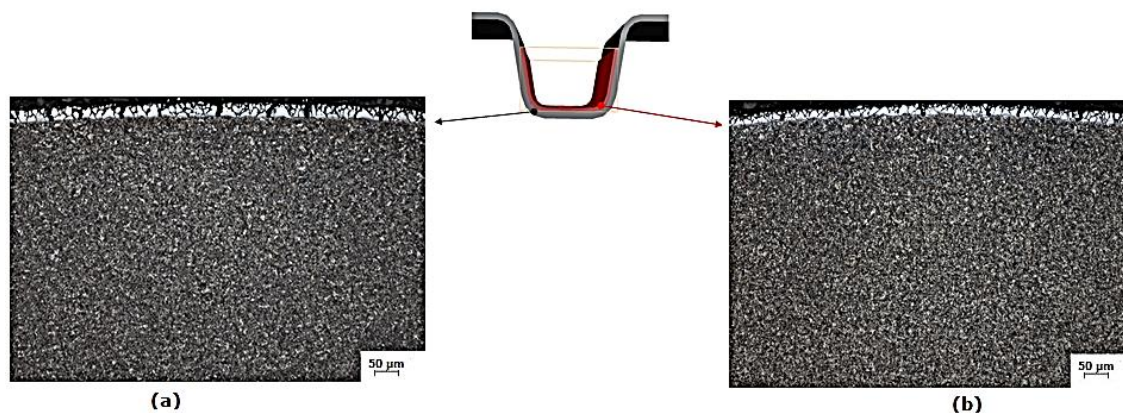


Figura 5.9: Microestrutura na região de dobramento da peça após CTS para tempo de 340s a 920°C dos dois blanks que compõe a região do patchwork, raio externo blank principal (a) e raio externo blank patch (b), via MO com ataque nital 4%.

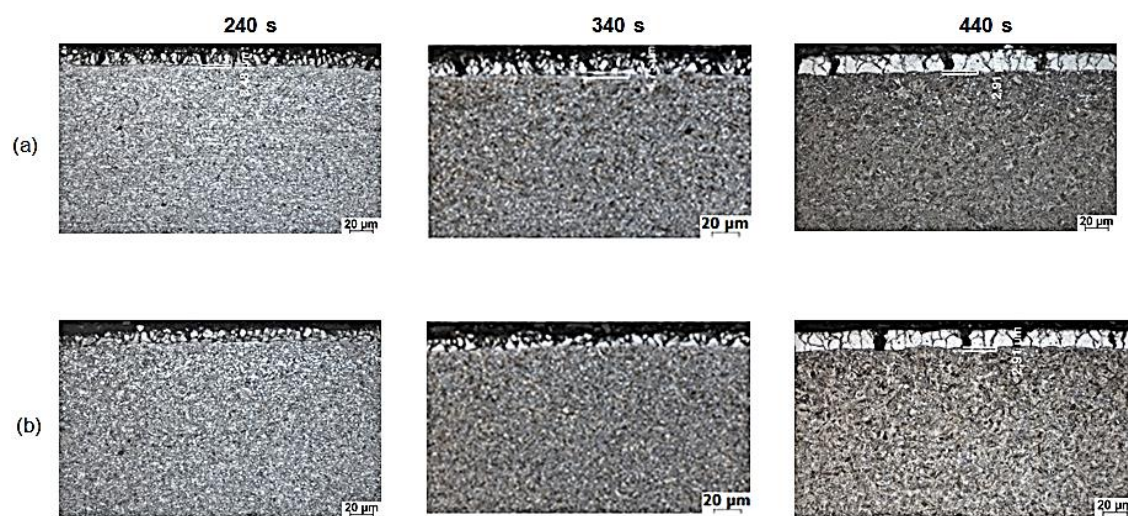


Figura 5.10: Microestrutura na região de dobramento da peça após CTS do modelo patchwork de 3,4 mm a 920°C no blank principal (a) e no blank patch (b) via MO com ataque nital 4%.

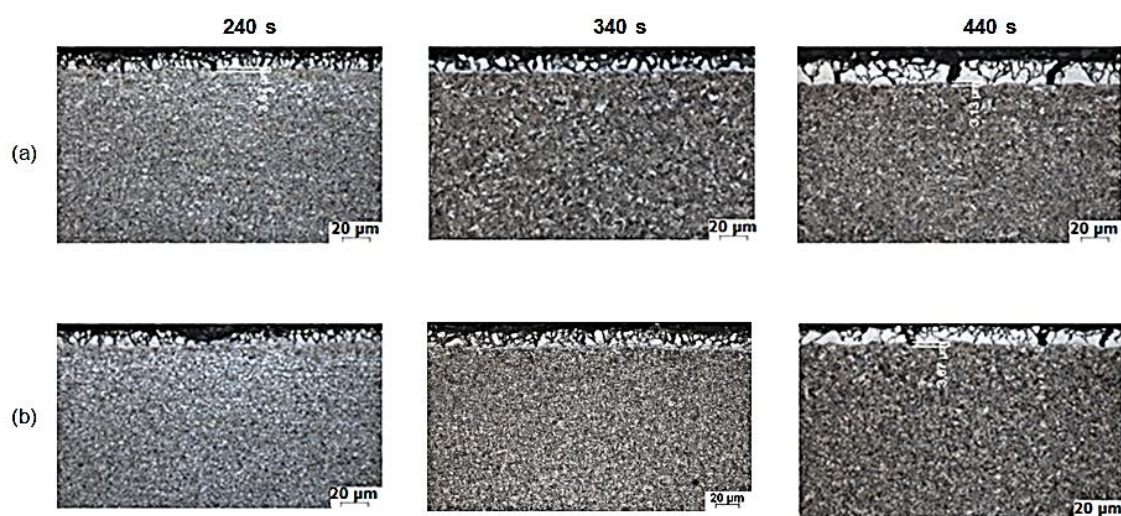


Figura 5.11: Microestrutura na região de dobramento da peça após CTS do modelo patchwork de 3,0 mm a 920°C no blank principal (a) e no blank patch (b) via MO com ataque nital 4%.

5.3.2 Região de estiramento

Não foram encontradas trincas no substrato nas regiões de estiramento nas condições estudadas, exceto no *blank* principal para o modelo de patchwork de 3,4 mm, do qual foram identificadas trincas de até 20μm. A figura 5.12 mostra a microestrutura, via MO, da região externa da parede da peça nos dois *blanks* que compõe a região de estiramento do patchwork de 3,4mm, após CTS para tempo de 340s a 920°C. As figuras 5.12 e 5.13 ilustram, com maior ampliação, esta mesma região para os tempos de 240s a 440s, nos dois modelos de patchwork estudados.

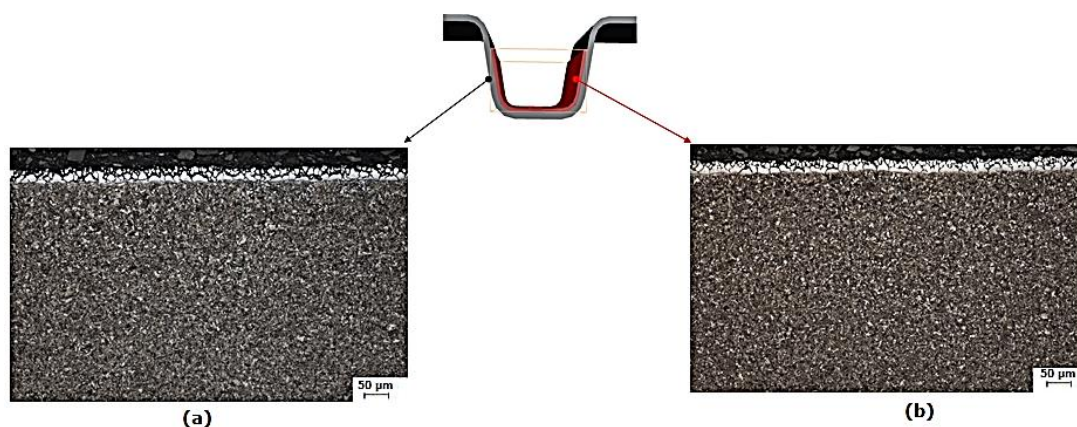


Figura 5.12: Microestrutura na região de estiramento da peça dos dois blanks que compõe a região do patchwork, raio externo *blank* principal (a) e raio externo *blank patch* (b), via MO após CTS para tempo de 340 s a 920°C.

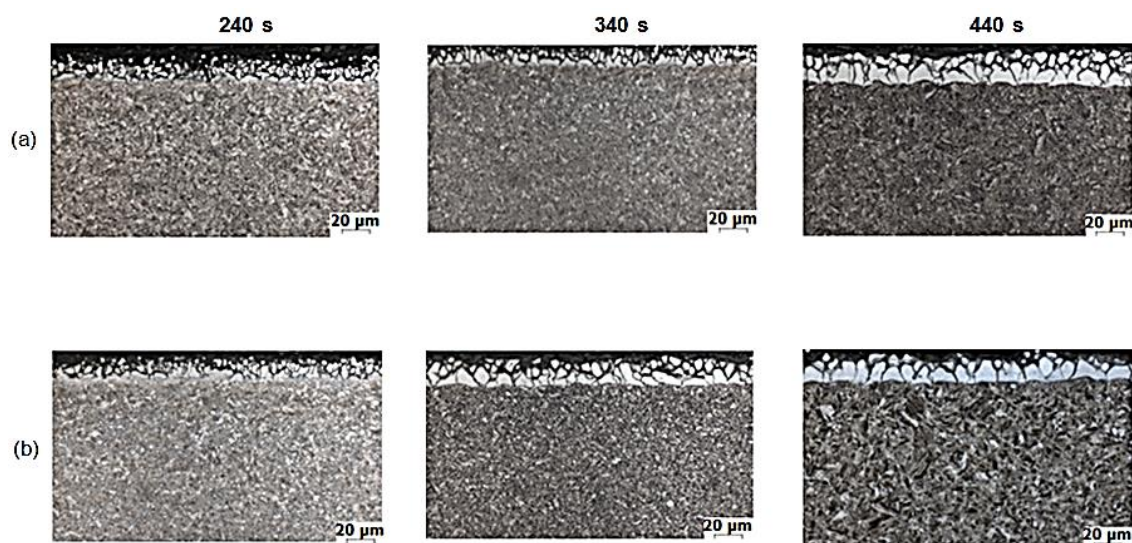


Figura 5.13: Microestrutura na região de estiraemnto da peça no blank principal (a) e no blank patch (b) via MO após CTS do modelo patchwork de 3,0 mm a 920°C.

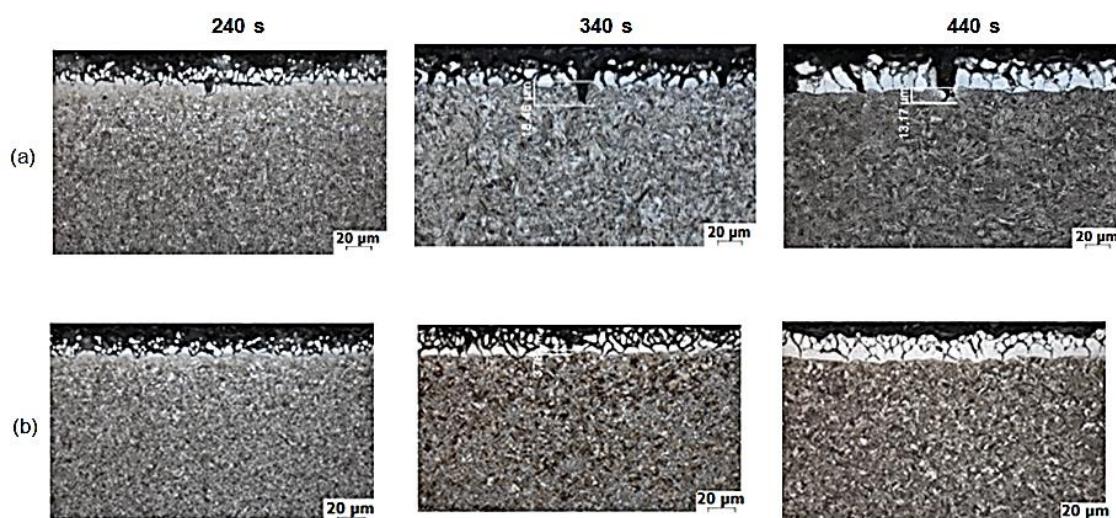


Figura 5.14: Microestrutura na região de estiramento da peça no *blank* principal (a) e no *blank patch* (b) via MO após CTS do modelo patchwork de 3,4 mm a 920°C.

Mapeamento químico nas regiões de estiramento contendo as trincas revelou a inexistência de Zn no interior destas. A figura 5.13 ilustra essa análise. Observa-se a presença de Zn apenas no revestimento, descaracterizando a ocorrência de LME conforme proposto por Lee *et al.* (2012) na figura 3.23. Desta forma, sugere-se que a ocorrência de trincas apenas neste modelo de patchwork de 3,4mm, está associada ao maior atrito do *blank* com a matriz quando comparado ao patchwork de 3,0mm, uma vez que o ferramental está ajustado com folga entre o punção e a matriz em exatamente 3,4mm. Este resultado é similar às ocorrências de discontinuidades do

tipo micro-trincas, conforme proposto nos estudos de Drillet *et. al.* (2012) e Järvinen *et.al.* (2016).

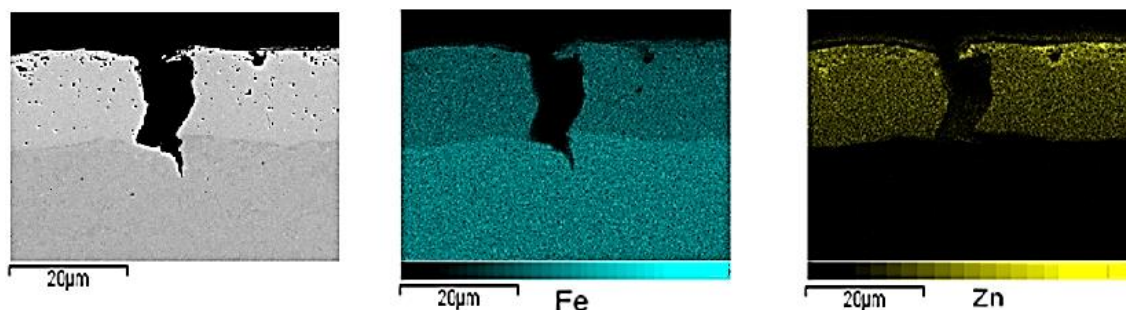
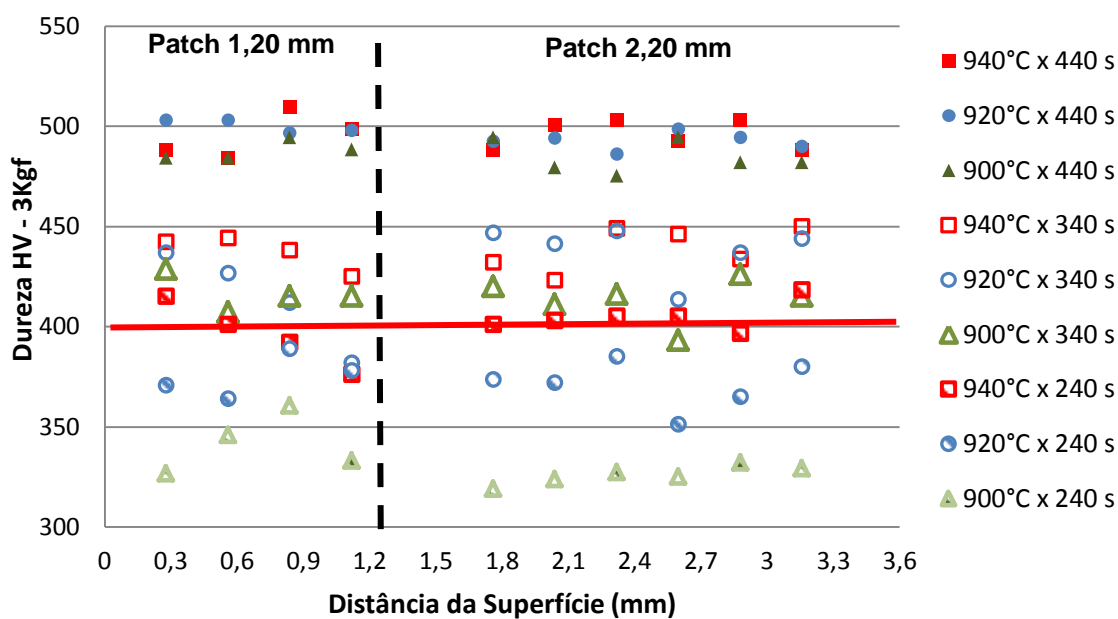


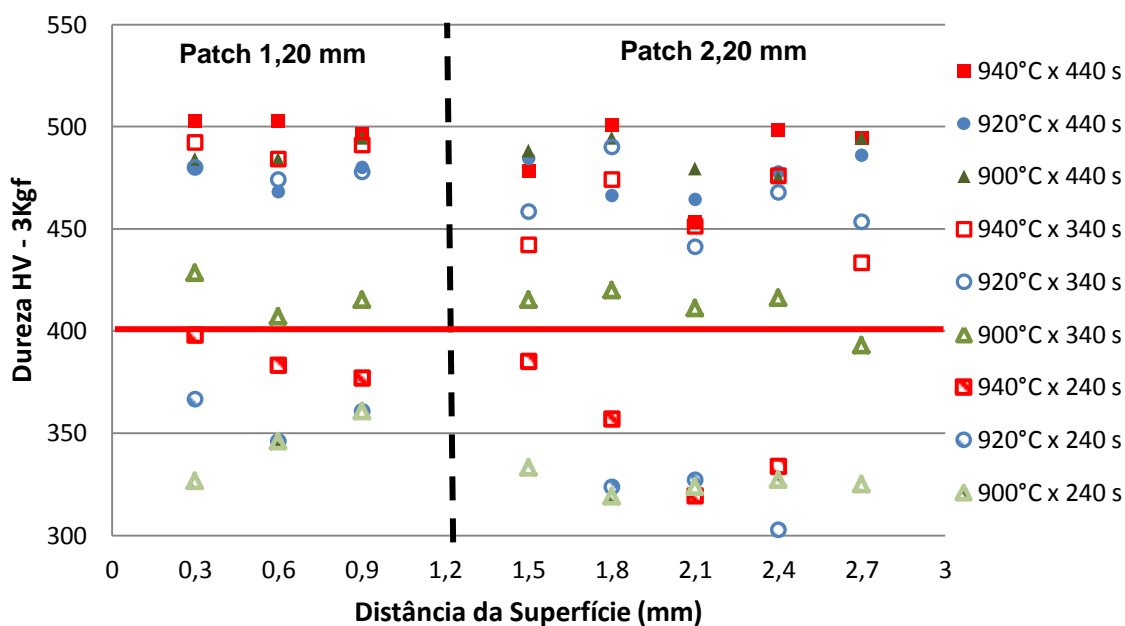
Figura 5.15: Mapeamento da composição química na região de estiramento contendo trinca no modelo de patchwork 3,4 mm após CTS a 920°C por 340s.

5.4 Avaliação da dureza

Os perfis de dureza ao longo da espessura dos blanks que formam o patchwork estão ilustrados nas figuras 5.13 e 5.14 para todos os parâmetros de tempo e temperatura estudados. Na medida em que se eleva o tempo e a temperatura de tratamento térmico dos blanks, aumentamos valores de dureza na região avaliada da peça. Observa-se que a variação entre as medidas de dureza realizadas ao longo da espessura total do patchwork diminui consideravelmente para os que foram submetidos a tempo de 440s. Isto se deve provavelmente ao maior tempo de encharque próximo a 900°C que contribuiu para uma austenitização mais homogênea do blank. Desta forma, supõe-se que, para obter uma têmpera mais eficiente da peça, com valores de dureza acima do mínimo especificado pelo mercado automobilístico, que é de 400 HV [17], são necessários tempos de permanência no forno acima de 340s.



(a)



(b)

Figura 5.16: Distribuição de dureza ao longo da espessura do patchwork em todos os parâmetros de tempo e temperatura estudados para modelo de patchwork de 3,4 mm (a) e 3,0 mm (b). Obs.: LIE 400 HV é o valor de dureza mínima especificada pelo mercado [17].

5.5 Janela CTS

Os dados e os resultados experimentais encontrados na literatura, referentes a aplicação dos aços ao boro revestidos a base de Zn na conformação a quente, nos revela que o sucesso de aplicação está associado aos parâmetros ideais de processo tempo e temperatura de tratamento térmico dos blanks. Os resultados deste estudo permitiram determinar, dentro das condições de tratamento térmico e modelos de *patchwork* avaliados, os melhores parâmetros de tempo e temperatura de austenitização para o processo CTS. A figura 5.17 ilustra essas condições, denominada de janela CTS, além das condições sujeitas a ocorrências de LME, austenitização incompleta e evaporação de Zn.

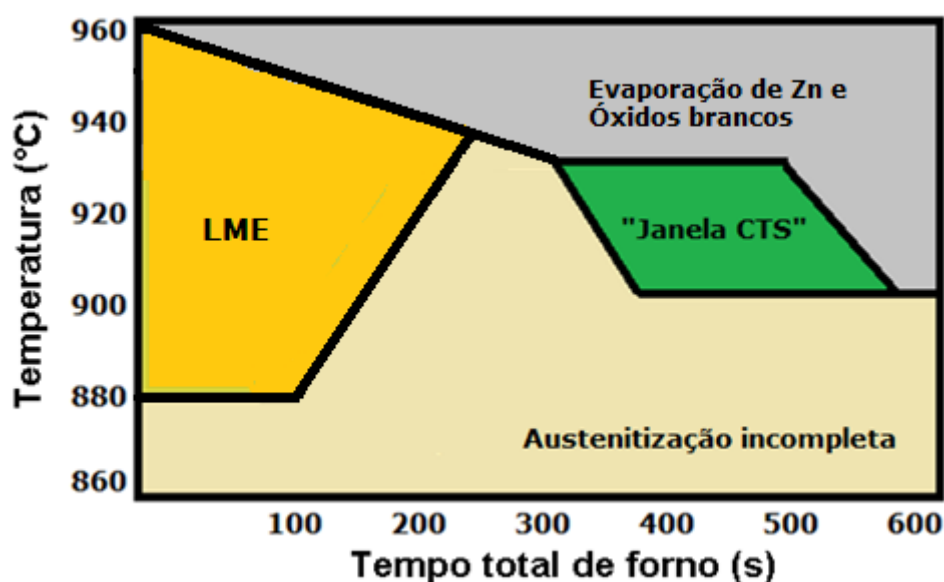


Figura 5.17: Janela CTS para aquecimento do blank e produção industrial da peça.

6 CONCLUSÕES

Foram determinados os melhores parâmetros do tratamento térmico de austenitização de dois modelos de *blanks patchwork*, nas espessuras de 3,0mm e 3,4mm de um aço ao boro com revestimento Zn-Fe, para o processo simulado de conformação a quente, sendo obtidos os resultados a seguir.

O melhor aspecto superficial das amostras foi obtido para as temperaturas de forno de 900°C e 920°C. Para aquelas submetidas ao aquecimento de 940°C, foram observadas a ocorrência de óxidos brancos, principalmente nos tempos de 340s e 440s, associados a oxidação parcial do Zn.

As transformações do revestimento nas regiões avaliadas ocorreram de maneira equivalente nas faces internas e externas do *patchwork*, resultando na predominância de solução sólida após 340s de tratamento. Observa-se que há uma tendência no aumento de Fe e diminuição de Zn na solução sólida da camada de revestimento à medida que se aumenta o tempo de tratamento térmico. Em todas as condições de tratamento térmico avaliados, a porcentagem em massa de Zn remanescente na solução sólida, ficou conforme o esperado, entre 20 a 40%.

Não foram encontradas trincas no substrato nas regiões de dobramento, em nenhuma das condições de tratamento térmico estudadas. Na região de estiramento foram identificadas trincas de até 20µm, apenas no *blank* principal para o modelo de *patchwork* de 3,4mm, do qual foram associadas ao atrito com o ferramental. Análises de mapeamento químico nestas trincas descartaram a ocorrência de LME.

A variação entre as medidas de dureza realizadas ao longo da espessura total do *patchwork* diminui consideravelmente para os que foram submetidos a tempo de 440s. Para obter uma têmpera mais eficiente da peça, com valores de dureza acima do mínimo especificado pelo mercado que é de 400 HV, são necessários tempos de permanência no forno acima de 340s.

Os resultados permitiram sugerir uma janela de trabalho, com as condições adequadas de tempo e temperatura, que asseguram a produção de peças de alta resistência mecânica e a corrosão pelo processo CTS a partir de um aço ao boro com revestimento Zn-Fe.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a resistência à corrosão em ensaios acelerados de peças produzidas por CTS a partir de *blanks patchwork* do aço USIGAL-GA-PHS-1500.

Avaliar e comparar a transformação do revestimento após CTS dentro e fora da região do *patchwork*.

Determinar a janela de processo para *blanks patchwork* com espessuras totais menores que 3,0 mm.

Estudar recobrimentos alternativos sobre a camada de revestimento Zn-Fe para inibir a formação de óxidos brancos e a evaporação de Zn nas peças durante o tratamento térmico de austenitização.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Ahmad, m. a.; Zakaria, A. Optimization of Spot-welds on Patchwork Blank for Hot Forming Process. Trans Tech Publications, Applied Mechanics and Materials Vol. 606, pp 177-180, Suíça 2014.

Autengruber, R.; Luckeneder, G.; Hassel, A. W. Corrosion of press-hardened galvanized steel. *Corrosion Science, Lins*, v 63, p. 12–19, 2012

Belanger, P. Steel Innovations in Hot Stamping. In Great Designs in Steel, 14, 2016, Washington, DC. Steel Market Development Institute, 32p., 2016.

Belanger, P. New Zn Multi-Step Hot Stamping Innovation. In Great Designs in Steel, 15, 2017, Washington, DC. Steel Market Development Institute, 25p. 2017

Carvalho J. L. C.; Faria, A. V.; Pereira, J. F. B; Barbosa A. H. A; Pinheiro, T. S. Aço ao boro laminado a frio com revestimento Zn-Fe para conformação a quente. In: SENAFOR, 34º, 2014, Porto Alegre. 17ª Conferência Nacional de Conformação de Chapas, 2014.

ChuiHuang C. K.; Wang S. W.; Lee P. K.; Chen T. R. The Application of Hot Stamped Boron Steel 15B22 on the Automotive Parts. Product Application Research Section Iron & Steel Research & Development Department China Steel Corporation. ASEAN-Iron and Steel Sustainability Forum, Tailândia. 2016

Cho L.; Kang H.; Lee C; Cooman B. C. Microstructure of liquid metal embrittlement cracks on Zn-coated 22MnB5 press-hardened steel. Science Direct, Scripta Materialia, p.90-91, julho de 2014.

Colombo, B. M. Informante particular, Usiminas, 2018.

Dosdat, L.; Petitjean, J.; Vietoris, T.; Clauzeau, O. Corrosion Resistance of Different Metallic Coatings on Press-Hardened Steels for Automotive. Steel research international, v.82, n°6, p. 726-733, 2011.

Drillet, P.; Grigorieva, R.; Leuillier, G; Vietoris, T. Study of Cracks Propagation Inside the Steel on Press Hardened Steel Zinc Based Coating. La Metallurgia Italiana, Genova, n° 1, 2012.

Erhardt, R., Boke, J. Industrial application of hot forming press simulation, In: 1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance, Steel, Kassel, pp. 83–88, Alemanha, 2008.

Fan, D. W., Kim, H. S., Cooman, B. C. - A Review of the Physical Metallurgy Related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel - Material Technology, n° 3, pp. 241-248; 2008.

Fan, D. W.; Cooman B.C. State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. Steel research int., Weinheim, v.83, No. 5, 2012.

Fang F.; Hu K.; Wel H.; Chen Y.; Huang F. Morphology of Iron-zinc Coating for Hot Press Forming Steel, Materials Science Forum, Trans Tech Publications, v.850, p. 649-652, março 2016

Ghiotti, A.; Bruschi, S.; Sgarabotto, F. Tribological Performances of a Zn-based coating in direct hot stamping. Tribology International, v. 78, pp. 142-151, outubro, 2014.

Ghanbari, N. Z. Zinc Coated Sheet Steel for Press Hardening. Golden, Colorado, USA: Faculty and the Board of Trustees of the Colorado School of Mines, 2013. 73p. (Dissertação, Department of Metallurgical and Materials Engineering)

Hall, N.J.; Singh, P.J.; Belanger, J.P.; Catalin, F.J.; Gugel, M. An Evaluation of Zn-Coated Press Hardened Steels. Materials Science and Technology. 2012

Hirota F.; Schroter M.. Simulation method for advanced hot forming design. In: Simposio SAE Brasil Car body, São Paulo, 2015.

Ighodaro O. L.; Biro E.; Zhou Y. N.. Comparative effects of Al-Si and galvanized coatings on the properties of resistance spot welded hot stamping steel joints. Journal of Materials Processing Technology. Canada, março 2016.

Järvinen, H.; Järn, S.; Lepikko E.; Järvenpää M.; Peura, P. ZnFe Coated 22MnB5 Steels in Direct Press Hardening: the Relationships between Coating Structure and Process Parameters. Trans Tech Publications, Key Engineering Materials Vol. 674 Suíça. Janeiro 2016

Jönsson, M; Berglund, D. The Corrosion Properties of Zinc Coated Boron Steel for the Direct Press Hardening Process. Proceedings of the 3rd International Conference on Advanced High Strength Steel and Press Hardening. Word Scientific . pp 114-121, Singapura 2017.

Karbasian, H.; Tekkaya A.E. A review on hot stamping. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210 (2010), pp 2103–2118. Alemanha 2010.

Kapadia, M. B. - Effect of Boron Additions on the Toughness of Heat-Treated Low-Alloy Steels - Journal of Heat Treating, Volume 5, N°1, pp. 41-53, 1987.

Kondratiuk, J., Kuhn P., Labrenz, E., and C. Bischoff, "Zinc Coatings for Hot Sheet Metal Forming : Comparison of Phase Evolution and Microstructure During Heat Treatment," Surf. Coat. Technol., vol. 205, no. 17–18, pp. 4141–4153, 2011.

Lee C. W.; Fan, D. W.; Sohn L.R.; Lee S.J; Cooman B .C. Galvanized Coating Evolution During Hot Stamping. Pohang University of Science and Technology and Posco Technical Research Laboratories. 2011.

Lee C. W., Fan D. W., Sohn I. R., Lee S.J., and Cooman B. C. Liquid-Metal-Induced Embrittlement of Zn-Coated Hot Stamping Steel. Metall. Mater. Trans. A, vol. 43, no. 13, pp. 5122–5127, Setembro. 2012.

Lei, C.; Xing, Z.; Xu, W; Hong, Z.; Shan, D. Hot stamping of patchwork blanks: modelling and experimental investigation. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, volume 91, PP. 1-9. Abril de 2017.

Lora, F. A.; García, E. M.; Rautenstrauch, A.; Mosel A.; Silva, B. C.; Müller, R.; Landgrebe, D.; Coelho R. Press hardening: desafios e potencial de expansão na indústria brasileira. *Corte e Conformação de Metais*, nº 137 pp.18-27. Setembro, 2016

Lundström, E.: Method of producing a sheet steel product such as a reinforcement element in a larger structure, Patent No. 5916389, SSAB Hardtech AB, 1977.

Marques R. J. Avaliação da resistência à corrosão de aços IF revestidos com zinco e ligas de zinco-ferro destinados à indústria automobilística. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas). Universidade Federal de Minas Gerais, 132 f.. 2008.

Macek, B. Developing a Deep Draw Hot Stamped Fuel Tank Guard. *Great Designs in Steel*, 2007.

Maitrepierre, P., Thivellier, D., Roves-Vernis, J., Rousseau, D. & Tricot, R. - Hardenability Concepts with Application to Steel – AIME, The Metallurgical Society, Warrendale, pp. 421, USA, 1978.

Mendala J. Liquid metal embrittlement of steel with galvanized coatings. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Volume 35, conference 1. 2012.

Merklein, M.; Wieland, M.; Lechner, M.; Bruschi, S.; Ghiotti, A. Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 228, pp. 11-24. Fevereiro 2016.

Mortimer, A. D. & Nicholas, G. M. - Surface and Grain-Boundary Energies of AISI 316 Stainless Steel in the Presence of Boron - *Metal Science*, Volume 10, Nº 9, , pp. 326-332. September 1976

Naderi, M. - Hot Stamping of Ultra High Strength Steels - *Doktors der Ingenieurwissenschaften, Von der Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, Germany*, november 2007.

Neugebauer, R.; Schieck, F.; Polster, S.; Mosel, A.; Rautenstrauch, A.; Schönherr, J. Press hardening: an innovative and challenging technology. *Arch Civil MechEng*, pp. 113-118. 2012

Nishibata, T.; Kojima N. Effect of quenching rate on hardness and microstructure of hot-stamped steel. *Journal of Alloys and Compounds*. Vol. 577, pp S549–S554, 2012.

Pereira J. F. B. Conformação a quente dos aços; Hot Forming. In: 70º Congresso Anual da ABM, 2015, Rio de Janeiro, Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2015.

Rosa J. H. A. Desenvolvimento de Sistema Piloto para Estampagem a Quente. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal de Minas Gerais, 79 f.. 2015

Seok, H. H.; Mun, C. J.; Kang, C. G. Micro-crack in zinc coating layer on boron steel sheet in hot deep drawing process. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. Volume 16, pp 919-927. Maio 2015.

Sharma R. C. - *Principles of Heat Treatment of Steels* - New Age International Ltd, Índia, , pp. 340, 1996.

Skrikerud, M. AP&T, Press hardening from a global perspective. FABTECH. Chicago, 2015.

Takahashi, M; Nakata, M; Imai, K.; Kojima, N.; Otsuka, N. Liquid Metal Embrittlement of Hot Stamped Galvannealed BoronSteel Sheet – Effect of Heating Time on Crack Formation. *ISIJ International*, Advance Publication by J-STAGE. pp 1094-1101, Vol. 57 No. 6. 2017.

Tizza, M. Hot Forming of Boron Alloyed Manganese Steels. *Materials Science Forum*, Vol. 885, pp 25-30. Suíça 2017.

Usiminas - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais, Ipatinga-MG. Catálogo de produtos siderúrgicos. 2010.

Usiminas - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais, Ipatinga-MG, Adao Vieira de Faria, Aldo Henrique de Almeida Barbosa; Joao Francisco Batista Pereira, Joao Luiz Costa Carvalho, Cristiane Brasil Magalhaes, Ronaldo Rodrigues Vieira. Tira de aço laminada a frio revestida com Zn-Fe e processo de fabricação da mesma. C23C 2/20. Patente BR 10 2014 025426 9, 30 de agosto de 2016. República Federativa do Brasil. Instituto Nacional de Propriedade Industrial.

Usiminas - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais, Ipatinga-MG, Adao Vieira de Faria, Aldo Henrique de Almeida Barbosa; Joao Francisco Batista Pereira, Joao Luiz Costa Carvalho, Cristiane Brasil Magalhaes, Ronaldo Rodrigues Vieira. Processo de conformação a quente e têmpera simultânea de peças de aço; e, peças de aço conformadas a quente. C21D 8/00. Patente BR 10 2014 025770 5, 30 de agosto de 2016. República Federativa do Brasil. Instituto Nacional de Propriedade Industrial. 2016.

Xu, W.; Huang, Z.; Wan, Y. Research Status of Advanced Hot forming Technology. *Advanced Materials Research*, Trans Tech Publications, Vol. 1063, pp 169-176, Suíça, 2014.