

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

Avaliação da influência dos revestimentos utilizados como proteção em aço de ultra-
alta resistência no processo de estampagem a quente

Bruno Cesar da Costa Cordeiro

Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia

Porto Alegre

2022

Bruno Cesar da Costa Cordeiro

Engenheiro Mecânico

Avaliação da influência dos revestimentos utilizados como proteção em aço de ultra-alta resistência no processo de estampagem a quente

Trabalho realizado no Centro de Tecnologia da Escola de Engenharia da UFRGS, no Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de concentração: Processos de Fabricação

Porto Alegre

2022

Bruno Cesar da Costa Cordeiro

Avaliação da influência dos revestimentos utilizados como proteção em aço de ultra alta resistência no processo de estampagem a quente

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração Processos de Fabricação, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Coordenador do PPGE3M: Prof. Dr. Afonso Reguly

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. João Henrique Côrrea de Souza
Universidade Federal de Rio Grande – FURG – RS

Prof. Dr. Luis Folle
Campus Integrado de Manufatura e Tecnologia – Cimatec - BA

Prof. Dra. Luana de Lucca da Costa
Instituto Federal Sul-Rio-Grandense – IFSul - RS

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor Dr. Ing. Lirio Schaeffer pela orientação e confiança depositada durante a realização deste trabalho.

A CAPES, pelo auxílio financeiro.

A todos os colegas do Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) e funcionários da Universidade Federal do Rio Grande do Sul que contribuíram para a realização deste trabalho, especialmente aos MSc. Camila Lisboa, Renan Ramalho e Juliano Ercolani.

À minha mãe, Débora da Costa, pela amizade, inspiração e imprescindível apoio.

RESUMO

É crescente a necessidade de aumento da eficiência energética e redução da emissão de gases poluentes no setor automotivo. Neste contexto surgem os aços avançados de alta resistência (AHSS), a partir de um esforço dos maiores fabricantes de aços no mundo. No entanto a conformação a frio desses materiais é complexa, sendo necessário o desenvolvimento do processo a quente, a partir disso ocorre a consolidação destes aços no mercado e passam a ocorrer pesquisas no sentido de entender a influência da adição de camadas de revestimentos protetoras na matéria-prima. Os revestimentos à base de Zn ou Al-Si são os mais comumente utilizados atualmente. Este estudo tem como objetivo analisar a influência do revestimento alumínio-silício depositado no aço 22MnB5, após o processo de estampagem a quente em matriz refrigerada. Diversas características foram avaliadas, como: resistência a corrosão, integridade superficial, redução de massa, além de análise através de microscópio óptico e eletrônico de varredura do substrato e do revestimento. As peças revestidas obtiveram melhor resultado de rugosidade, apresentando cerca de 30% inferiores. As amostras revestidas sofreram menor impacto corrosivo durante as avaliações dos testes de corrosão cíclica, porém o potencial de passivação das amostras não revestidas foi menor. Os valores de microdureza foram cerca de 8% superiores para o material aluminizado, entretanto por se tratar de uma estampagem em matriz refrigerada ambos materiais obtiveram microestrutura de maioria martensítica. As avaliações de força de estampagem e dissipação térmica nas matrizes mostrou pouca relevância da adição do revestimento, obtendo valores similares em ambos materiais.

Palavras-chave: AHSS, revestimento, estampagem a quente, corrosão, simulação computacional.

ABSTRACT

There is a growing need for energy efficiency and reducing the emission of polluting gases in automobiles. In this context are advanced high strength steels (AHSS), an effort by the largest steel manufacturers in the world. However, from a deformability, these materials are complex, being necessary the development of the process from hot materials, being necessary the development of the process to occur steels in the market and to pass for an influence of the addition of hot layers of protective coatings. in matter. -cousin. The main coatings are those based on Zn or Al-Si. This study aims to analyze the influence of the aluminized coating deposited on 22MnB5 steel, after the hot stamping process in the chilled die. Different coating analysis tools such as various analysis resistances, surface, miscellaneous, as well as appearance change techniques and appearance and thickness change characteristics. The fitted pieces had the best carpet result, showing about 30% lower. The estimates avoided, however, the lesser impact of passivation of unprotected cells was the impact of passivation of smaller ones. The microhardness values were about 8% higher than the aluminized material, however to deal with a cold die stamping both materials obtained microstructure of martensitic majority. Both materials evaluate the stamping force and evaluate the dies evaluation values, reflecting similar values in both materials.

Key words: AHSS, coating, hot stamping, corrosion, computer simulation.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1 - Fluxograma demonstrativo do desenvolvimento do estudo | 19 |
| Figura 2 – Previsão de emissão de gramas de CO ₂ por quilometro no teste de ciclo. Fonte: World Auto Steel, 2017. | 21 |
| Figura 3 - Diagrama relacionando resistência à tração e alongamento para diferentes aços. Fonte: World Auto Steel, 2017 | 22 |
| Figura 4 – Células Unitárias da estrutura cristalina (a) CFC, como a austenita (b) CCC, como a ferrita (c) TCC, como a martensita. Fonte: Billur, 2019..... | 23 |
| Figura 5 - Ciclo térmico do processo de estampagem a quente com tratamento térmico de têmpera em matriz. Adaptado de MAAS ESTAUDINGER (2008) apud GORNI (2010). | 24 |
| Figura 6 – Diagrama esquemático de temperatura, tempo e transformação do processo de estampagem a quente. Fonte: Adaptado de Turetta, 2008 | 25 |
| Figura 7 – Influência da temperatura sobre o escoamento do aço 22MnB5. Fonte: Merklein, 2006..... | 25 |
| Figura 8 – Exemplos de veículos que utilizam os aços de estampagem a quente, em (a) Volvo CX90 e (b) Tesla 3. Fonte: World Steel, 2017..... | 26 |
| Figura 9 – Consumo de aços estampados a quente de 2012 a 2025. Fonte: Adaptado de World Steel, 2017..... | 27 |
| Figura 10 – Representação do retorno elástico no diagrama Tensão versus Deformação de aço baixo carbono e HSS (WORLDAUTOSTEEL, 2018)..... | 28 |
| Figura 11 – Processo indireto de estampagem a quente. Fonte: Adaptado de Billur, 2019. | 29 |
| Figura 12 - Processo direto de estampagem a quente. Fonte: Adaptado de Billur, 2019. | 29 |
| Figura 13 - Relação entre a tensão de engenharia x deformação relativa do 22MnB5 como recebido e após estampagem a quente. Fonte: Billur, 2019. | 30 |
| Figura 14 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5 e os efeitos dos elementos de liga. Fonte: BILLUR, 2019..... | 31 |
| Figura 15 – Peça estampada a quente sem revestimento protetor. Fonte: Arcellor Mittal, 2009. | 33 |

| | |
|--|----|
| Figura 16 - Imagem de uma secção transversal de um revestimento de alumínio, evidenciando as ligas intermetálicas entre substrato e revestimento. Fonte: FAN, 2012 | 35 |
| Figura 17 - Seção de um revestimento de alumínio aquecido a 930°C até a austenitização completa, por cerca de 5 minutos, a) Taxa de aquecimento de 10°C.s-1 e b) Taxa de aquecimento de 30°C.s-1. Fonte: FAN,2012. | 36 |
| Figura 18 – Influência das formas de transferência térmica durante o processo de estampagem a quente. Fonte: Souza, 2013. | 37 |
| Figura 19 – Influência da temperatura das matrizes e da pressão de contato com a taxa de resfriamento. Fonte: Tolotti, et al., (2016). | 38 |
| Figura 20 – Modelo para simulação de uma chapa de aço. Fonte: Batalha, 2015. | 39 |
| Figura 21 – Distribuição da deformação em uma simulação numérica de estampagem a quente. | 40 |
| Figura 22 – Distribuição de temperatura na secção de uma amostra austenitizada. Fonte: Dal-cim (2018). | 40 |
| Figura 23 - Características do USIBOR 1500P antes de estampado e temperado: (a) revestimento e (b) microestrutura | 42 |
| Figura 24 - Ferramental refrigerado instalado na prensa | 43 |
| Figura 25 - a) Vista isométrica do ferramental e do corpo-de-prova antes da conformação e b) Vista frontal do ferramental após a estampagem. | 43 |
| Figura 26 – Imagem do processo a) prensa de duplo efeito Dan-Pressé b) Forno de aquecimento. | 44 |
| Figura 27 – Posições onde foram posicionados os termopares durante o processo de estampagem a quente. | 45 |
| Figura 28 - Desenho esquemático do processo de estampagem a quente direto. | 45 |
| Figura 29 – Imagem do rugosímetro utilizado durante a medição das amostras estampadas. | 46 |
| Figura 30 - Regiões onde a rugosidade, Ra e Rz, foi avaliada | 47 |
| Figura 31 – Regiões em que foi medida a microdureza das amostras estampadas e corroídas | 47 |
| Figura 32 - Secção transversal representando os locais onde foram realizadas as medições de microdureza | 47 |

| | |
|---|----|
| Figura 33 – Amostras durante o ensaio de OCP: a) Com revestimento 1050°C, b) sem revestimento 850°C, c) sem revestimento 950°C e d) com revestimento 950°C..... | 48 |
| Figura 34 – Câmara de ensaio de corrosão cíclica..... | 49 |
| Figura 35 - Ciclo de corrosão ECC1 | 49 |
| Figura 36 - Modelo desenvolvido para simulação numérica no Simufact | 51 |
| Figura 37 - Valores médios de Ra para o material revestido com Al-Si..... | 52 |
| Figura 38 - Valores médios de Ra para o material não revestido | 53 |
| Figura 39 - Valores médios de Ra para os dois materiais | 54 |
| Figura 40 - Metalografias obtidas para todas as temperaturas de aquecimento | 55 |
| Figura 41 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas revestidas aquecidas a 1050°C | 56 |
| Figura 42 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas revestidas aquecidas a 950°C | 57 |
| Figura 43 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas revestidas aquecidas a 850°C | 57 |
| Figura 44 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas não revestidas aquecidas a 1050°C | 58 |
| Figura 45 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas não revestidas aquecidas a 950°C | 58 |
| Figura 46 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas não revestidas aquecidas a 850°C | 59 |
| Figura 47 - Média de microdureza cada uma das amostras | 59 |
| Figura 48 - Valores obtidos de OCP das amostras dos dois materiais | 60 |
| Figura 49 - Imagens das amostras após exposição no ensaio OCP | 61 |
| Figura 50 – Amostras de ambos materiais aquecidos até 850°C submetidos aos dois ciclos ECC1. | 62 |
| Figura 51 - Amostras de ambos materiais aquecidos até 950°C submetidos aos dois ciclos ECC1. | 63 |
| Figura 52 - Amostras de ambos materiais aquecidos até 1050°C submetidos aos dois ciclos ECC1 | 63 |
| Figura 53 - Redução de massa das amostras expostas ao ciclo ECC1..... | 64 |
| Figura 54 - Percentual de massa reduzido após exposição ao ciclo ECC1 | 65 |

| | |
|--|----|
| Figura 55 - Valores obtidos de microdureza do material revestido após o ciclo de corrosão. | 66 |
| Figura 56 - Valores obtidos no ensaio de microdureza para o material não revestido após o ciclo de corrosão..... | 66 |
| Figura 57 – Análise de EDS do material sem revestimento, em a) estampado e b) corroído. | 67 |
| Figura 58 – Análise de EDS do material revestido na região do substrato, a) estampado e b) corroído. | 68 |
| Figura 59 – Análise de EDS do material revestido na região do revestimento, em a) estampado e b) corroído. | 68 |
| Figura 60- Imagens de MEV do 22MnB5 aluminizado aquecido até 850°C. Em (a) estampado com 4000x de ampliação, em (b) estampado e corroído com 1000x de ampliação..... | 69 |
| Figura 61 - Imagens de MEV do 22MnB5 aluminizado aquecido até 1050°C. Em (a) estampado, em (b) estampado e corroído ambos com 1000x de ampliação..... | 69 |
| Figura 62 - Microscopia óptica das amostras estampadas aquecidas há: a) 850°C, b) 950°C e c) 1050°C..... | 70 |
| Figura 63 - Microscopia óptica das amostras corroídas aquecidas há: a) 850°C, b) 950°C e c) 1050°C..... | 71 |
| Figura 64 – Temperatura da matriz durante o processo com amostras 22MnB5 sem revestimento. | 72 |
| Figura 65 - Temperatura da matriz durante o processo com amostras de material revestido..... | 72 |
| Figura 66 - Curva de força de estampagem para o 22MnB5 sem revestimento nas três temperaturas de austenitização. | 73 |
| Figura 67 - Curva de força de estampagem para o USIBOR nas três temperaturas de austenitização. | 74 |
| Figura 68 - Principais momentos da estampagem a quente com a evolução da 75 | 75 |
| Figura 69 – Dissipação de calor nas ferramentas na simulação 75 | 75 |
| Figura 70 – Evolução da temperatura no sistema durante o processo de estampagem a quente com amostras aquecidas a 850°C. 76 | 76 |
| Figura 71 - Evolução da temperatura no sistema durante o processo de estampagem a quente com amostras aquecidas a 950°C. 77 | 77 |

| | |
|--|----|
| Figura 72 - Evolução da temperatura no sistema durante o processo de estampagem a quente com amostras aquecidas a 1050°C. | 77 |
| Figura 73 – Gráfico comparativo da evolução da temperatura das matrizes inferiores entre os dois materiais e a simulação com temperatura de austenitização de 850°C. | 78 |
| Figura 74 - Gráfico comparativo da evolução da temperatura das matrizes inferiores entre os dois materiais e a simulação com temperatura de austenitização de 950°C. | 78 |
| Figura 75 - Gráfico comparativo da evolução da temperatura das matrizes inferiores entre os dois materiais e a simulação com temperatura de austenitização de 1050°C. | 79 |
| Figura 76 – Evolução da força de estampagem na simulação numérica nas três temperaturas de aquecimento. | 80 |
| Figura 77 - Comparação dos valores de força de estampagem do ensaio experimental e da simulação numérica para a temperatura de aquecimento de 850°C. | 80 |
| Figura 78 - Comparação dos valores de força de estampagem do ensaio experimental e da simulação numérica para a temperatura de aquecimento de 950°C. | 81 |
| Figura 79 - Comparação dos valores de força de estampagem do ensaio experimental e da simulação numérica para a temperatura de aquecimento de 1050°C. | 81 |

LISTA DE TABELAS

| | |
|--|----|
| Tabela 1 - Composição química e propriedades mecânicas dos principais aços ao boro. Fonte: KARBASIAN, TEKKAYA, 2010 e NADERI et al., 2007..... | 30 |
| Tabela 2 - Temperaturas característicos de transformação da liga 22MnB5. Fonte: TSHIPTSCHIN, 2006..... | 32 |
| Tabela 3 – Percentual de massa na composição química do USIBOR 1500P. Fonte: SHI, 2016..... | 36 |
| Tabela 4 - Características mecânicas do aço 22MnB5 com revestimento antes do tratamento de térmico de têmpera..... | 41 |
| Tabela 5 - Percentual em massa dos elementos químicos do USIBOR 1500P | 42 |
| Tabela 6 – Resumo dos parâmetros utilizados no processo de estampagem..... | 46 |
| Tabela 7 - Parâmetros de entrada no software de simulação computacional..... | 51 |
| Tabela 8 - Escala utilizada para designar a severidade da corrosão após o teste ECC1..... | 60 |

LISTA DE ABREVIATURAS

| | |
|-------|---|
| AHSS | Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steels) |
| ASTM | Sociedade Americana de Ensaios e Materiais (American Society for Testing and Materials) |
| CCC | Cúbica de corpo centrado |
| CCT | Diagrama de Resfriamento Contínuo (Continuous cooling transformation) |
| CFC | Cúbica de face centrada |
| HSLA | Aços de Alta resistência e baixa liga (High Strength Low Alloy) |
| LAFUN | Laboratório de Fundição |
| LdTM | Laboratório de Transformação Mecânica |
| LVDT | Transdutor Diferencial Variável Linear (Linear Variable Differential Transformer) |
| MEV | Microscópio Eletrônica de varredura |
| MPa | Megapascal |
| MO | Microscópio Óptico |
| PHS | Aços endurecidos por conformação a quente (Press Hardened Steels) |
| PPM | Partes por milhão |
| TCC | Tetragonal de Corpo Centrado |
| TTT | Tetragonal de Corpo Centrado |
| UFRGS | Universidade Federal do Rio Grande do Sul |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | | |
|----------------|--|-----|
| A | Alongamento | % |
| A1 | Temperatura de início da transformação austenítica | °C |
| A3 | Temperatura de fim da transformação austenítica | °C |
| Ac1 | Temperatura de fim da transformação austenítica | °C |
| Ac3 | Temperatura de transformação eutetóide | °C |
| Bs | Temperatura de início da austenitização | °C |
| Bf | Temperatura de início da transformação da bainita | °C |
| Fs | Temperatura de fim da transformação da bainita | °C |
| Ff | Temperatura de início da transformação da ferrita | °C |
| Hv | Dureza Vickers | V |
| kf | Tensão de escoamento | MPa |
| Ms | Temperatura de início da transformação da martensita | °C |
| Mf | Temperatura de fim da transformação da martensita | °C |
| RD | Direção de laminação | ° |
| Re | Limite de escoamento | Mpa |
| Rm | Resistência a tração | Mpa |
| s | Espessura | mm |
| t | Tempo | s |
| t _γ | Tempo de austenitização | s |
| T | Temperatura | °C |
| T _γ | Temperatura utilizada para austenitização | °C |

LISTA DE SÍMBOLOS

| | | |
|-----------------|--------------------------|-----------------|
| φ | Deformação verdadeira | - |
| $\dot{\varphi}$ | Velocidade de deformação | s ⁻¹ |

SUMÁRIO

| | | |
|-------|--|----|
| 1 | INTRODUÇÃO..... | 18 |
| 2 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 20 |
| 2.1 | Aços Avançados de Alta Resistência..... | 20 |
| 2.2 | Estampagem a quente..... | 22 |
| 2.2.1 | Considerações sobre Retorno Elástico..... | 27 |
| 2.2.2 | Métodos de estampagem a quente..... | 28 |
| 2.3 | Aços ao boro para estampagem a quente..... | 29 |
| 2.4 | Corrosão na estampagem a quente..... | 32 |
| 2.5 | Revestimento..... | 33 |
| 2.5.1 | Revestimentos Al-Si..... | 34 |
| 2.6 | Transferência de calor no processo de estampagem a quente..... | 36 |
| 2.7 | Simulação numérica de Elementos Finitos..... | 38 |
| 3 | MATERIAIS E MÉTODOS..... | 41 |
| 3.1 | Caracterização do material recebido..... | 41 |
| 3.1.1 | Propriedades Mecânicas..... | 41 |
| 3.1.2 | Microestrutura..... | 41 |
| 3.2 | Ferramental..... | 42 |
| 3.3 | Estampagem a Quente..... | 44 |
| 3.4 | Integridade Superficial..... | 46 |
| 3.5 | Microdureza..... | 47 |
| 3.6 | Ensaios de corrosão e análises posteriores..... | 48 |
| 3.7 | Evolução microestrutural e integridade do revestimento..... | 50 |
| 3.8 | Simulação Numérica..... | 50 |
| 4 | RESULTADOS EXPERIMENTAIS..... | 52 |
| 4.1 | Integridade Superficial..... | 52 |
| 4.2 | Evolução microestrutural..... | 54 |

| | | |
|-------|--|----|
| 4.3 | Corrosão | 60 |
| 4.3.1 | Potencial de circuito aberto..... | 60 |
| 4.3.2 | Ensaio Cíclico de corrosão (ECC1)..... | 61 |
| 4.4 | Avaliação do revestimento | 67 |
| 4.5 | Ensaio experimentais..... | 71 |
| 4.5.1 | Transferência térmica entre a peça e matriz..... | 71 |
| 4.5.2 | Força de Estampagem | 73 |
| 5 | DISCUSSÕES DOS RESULTADOS | 82 |
| 6 | CONCLUSÕES | 86 |
| 7 | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS..... | 88 |
| 8 | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 89 |

1 INTRODUÇÃO

O processamento a frio de alguns dos AHSS mostrou-se complexo, por diversos fatores, como: altas forças de estampagem, retorno elástico e desgaste excessivo de ferramental (KELLER et al., 2017). A estampagem a quente é a opção que resulta em maior produtividade e diminuição dos inconvenientes resultante do aumento de resistência e menor estampabilidade desses aços. Nesse processo a peça é aquecida acima da temperatura de austenitização (SOUZA, 2013).

A transformação martensítica é, portanto, o mecanismo responsável pelo aumento de resistência mecânica, desta forma os produtos fabricados podem ter espessuras menores, reduzindo consideravelmente o peso dos componentes (COUTO et al., 2020). A velocidade de estampagem e a temperatura da matriz são outros fatores relevantes no desenvolvimento de um processo de estampagem a quente (SOUZA, 2013).

Os aços baixo carbono ligados ao boro são a classe usualmente utilizada para o processo de estampagem a quente. A microestrutura da matéria-prima é ferrítica, com tensão de escoamento próximo de 500 MP, ao final do processo a estrutura é martensítica e pode chegar a 1500 MP de tensão máxima e durezas na faixa de 40 a 50 HRC ou 400 a 520 HV10. (BARIANI et al, 2008, CARDOSO, 2016).

Atualmente, a indústria dos aços de alta e ultra-alta resistência busca desenvolver revestimentos que sejam eficientes na proteção à corrosão, pelos mecanismos de proteção por barreira e galvânica. Portanto é necessário avaliar os resultados da conformação de materiais revestidos e compará-los com os convencionais. Ademais é de suma importância a análise por diferentes métodos da eficácia do uso dos revestimentos na conformação a quente, visto haver pouca literatura sobre o assunto, principalmente em ligas Al-Si, sendo essa uma contribuição deste trabalho.

O presente estudo tem como objetivo avaliar a influência da adição do revestimento Al-Si na estampagem a quente em matriz refrigerada do material base 22MnB5, para este fim foram realizados ensaios que buscam mostrar as diferenças ocasionadas pelas camadas de revestimento em diferentes condições de aquecimento.

Para que seja alcançado o objetivo geral alguns objetivos específicos foram definidos:

- Analisar as propriedades do substrato e revestimento como recebido;
- Analisar as propriedades resultantes dos materiais revestidos e não revestidos estampados em matriz refrigerada e austenitizados em diferentes temperaturas;
- Avaliar a suscetibilidade à corrosão do material revestido e não-revestido após a estampagem em ensaio cíclico e eletroquímico;
- Comparar os resultados experimentais de força e distribuição de calor entre peça e matrizes com a simulação numérica.

Na figura 1 são mostradas as etapas de desenvolvimento do trabalho.

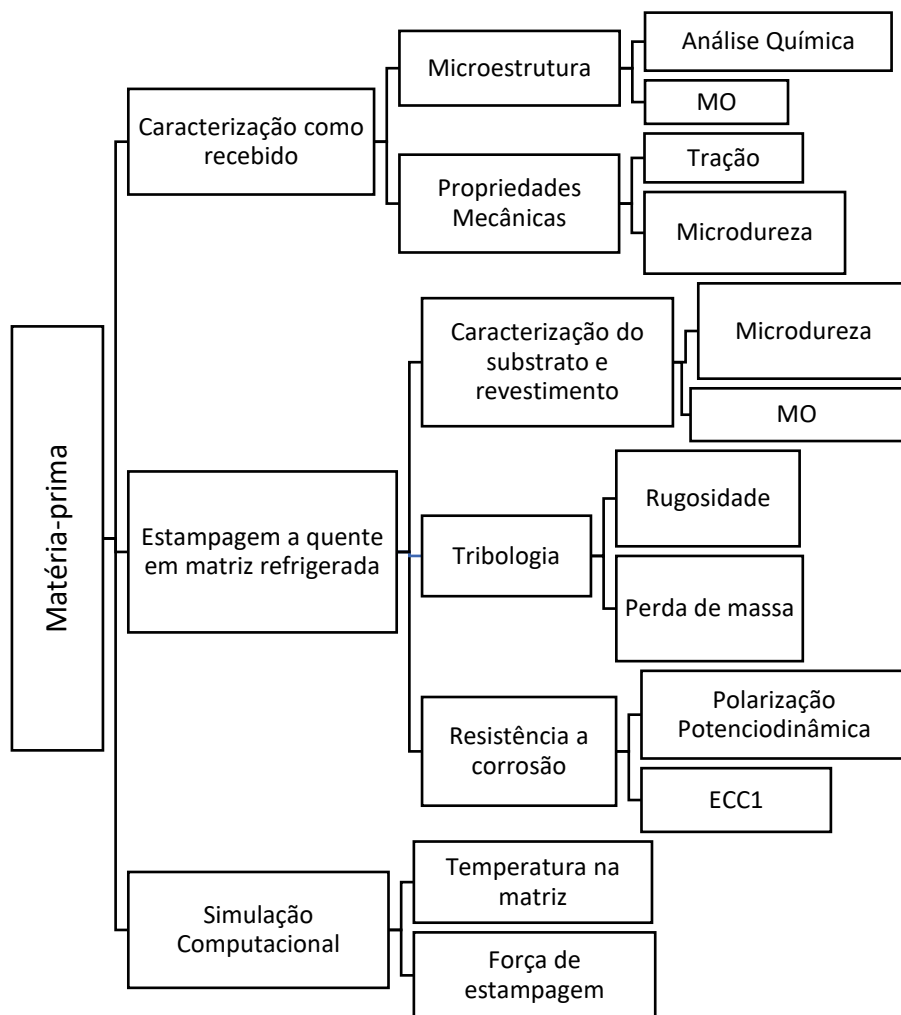


Figura 1 - Fluxograma demonstrativo do desenvolvimento do estudo

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Avançados de Alta Resistência

A crise do petróleo, ocorrida em 1973, impôs à indústria automotiva a exigência de diminuição do peso dos veículos, para diminuir o consumo desse recurso, visto que o preço dos combustíveis subiu substancialmente foi necessário utilizá-lo em menor quantidade. A utilização de materiais mais leves, como polímeros e, principalmente, o alumínio foi uma das alternativas para obter sucesso nessa demanda (KELLER, 2014). No entanto as indústrias siderúrgicas também buscaram alternativas na engenharia dos materiais que permitissem manter a resistências mecânica, vantagem inequívoca dos aços em relação ao alumínio ou polímeros, porém que diminuíssem a quantidade de material utilizado (CHANG, et al., 2016).

Houve, portanto, a união das empresas do setor, que resultou na criação dos aços de alta resistência e baixa liga – ARBL (High Strength Low Alloy – HSLA). Este grupo diferenciou-se pelas micro adições de Nb, Ti e V, que ocasionaram o maior refinamento da microestrutura ferrítica-perlítica utilizando o mecanismo de endurecimento por precipitação ocorrendo aumento da resistência mecânica, a desvantagem deste novo grupo foi uma diminuição da estampabilidade, dificultando o processamento. Para corrigir essa adversidade surgiram os aços bifásicos (Dual Phase), que possuem matriz ferrítica e martensita em forma de ilha, melhorando, assim, a estampabilidade com boa resistência mecânica. Nos anos seguintes com o final da crise do petróleo aumenta a exigência por itens de conforto, que acabam até por reverter a tendência de diminuição de peso (WORLD AUTO STEEL, 2017).

A partir dos anos 1990 tornaram-se mais urgentes as questões ecológicas como a necessidade de diminuição da emissão de gases dos veículos. No ano de 2016 o transporte ultrapassou a geração de energia como maior fonte de emissão de gases do efeito estufa, por exemplo (MORI, et al., 2017). Na figura 2 está demonstrado gráfico com a previsão de emissão gramas de CO₂ por quilometro nos testes automotivos. Nos EUA, por exemplo, a previsão é que o valor chegue a 109 gr/km até 2025, sendo que este já esteve acima de 240 gr/km no início dos anos 2000 (WORLD AUTO STEEL, 2017).

A indústria siderúrgica, com vistas a cumprir a redução demandada, opta por realizar, permanentemente, avanços tecnológicos nos materiais, surgem então, os

aços avançados de alta resistência (Advanced High Strength Steel -AHSS) a partir da união dos aços especiais criados, até aquele momento (DIAS, 2013). Os AHSS tem microestrutura bastante complexa, são utilizados mecanismos de endurecimento como: endurecimento por precipitação (Ti, Nb, V), endurecimento por solução sólida por elementos intersticiais e substitucionais (C, Mn, Si), endurecimento por luxação, refinamento de grãos e endurecimento de transformação (martensita) (KELLER, 2014).

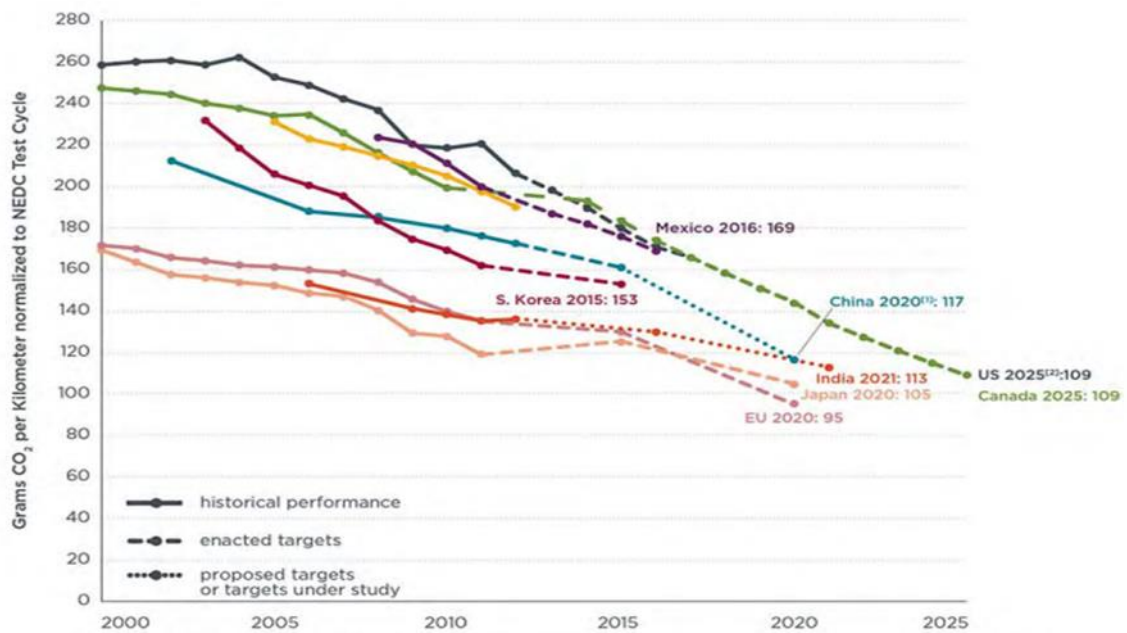


Figura 2 – Previsão de emissão de gramas de CO₂ por quilômetro no teste de ciclo. Fonte: World Auto Steel, 2017.

A maioria dos AHSS são aços os de primeira geração: aços bifásicos (Dual Phase) – DP, plasticidade induzida por transformação de fases – TRIP, de fases complexas (Complex-Phase) – CP, martensíticos – MS, ferrítico-bainíticos – FB e os estampados a quente (Hot Formed) – HF. Os materiais endurecidos por pressão, PHS, martensíticos apresentam melhor desempenho em segurança devido à resistência muito alta, por isso, são utilizados nos compartimentos de ocupantes dos veículos, enquanto, por exemplo, os aços DP e TRIP absorvem bastante energia, dessa forma, com eficácia, utilizados em áreas de possíveis colisões (KEELER et al., 2017). Há também os AHSS de segunda geração, que são os aços que tem a plasticidade induzida por maclação – TWIP, são aços com alto teor de manganês (15 a 30%) e muito baixo teor de carbono (<0,08%), esta combinação resulta em uma estrutura

exclusivamente austenítica em temperatura ambiente, conferindo alta ductilidade (45 a 65%), o inconveniente desse tipo de material é o custo excessivamente alto (CARRIE, 2011).

A figura 3 mostra os materiais constantes no grupo dos aços AHSS a relacionando a resistência à tração de cada um com o seu alongamento. O desenvolvimento constante dos AHSS visa diminuir o inconveniente que é o decréscimo da conformabilidade conforme cresce a resistência mecânica (DIAS, 2013). Os AHSS de 3ª geração objetivam obter os materiais com melhor relação, entretanto não foram evidenciados valores ótimos nas ligas e processamento termo-mecânicos pesquisados (KEELER et al., 2017).

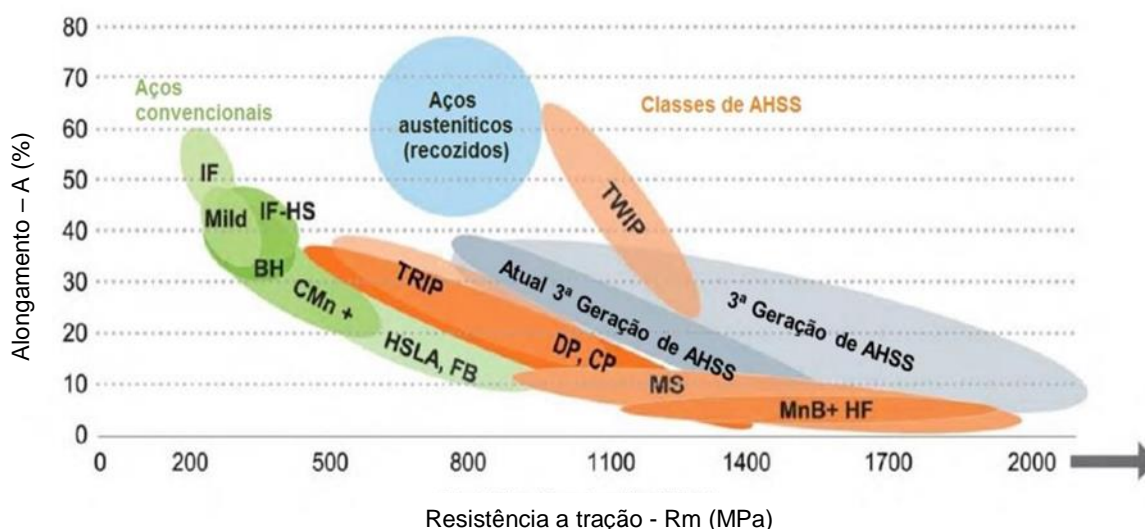


Figura 3 - Diagrama relacionando resistência à tração e alongamento para diferentes aços.

Fonte: World Auto Steel, 2017

2.2 Estampagem a quente

A utilização dos aços avançados de alta resistência, surge a partir da demanda da indústria automobilística. Essa necessidade tem dois pilares principais: diminuição do peso dos veículos, aumentando a eficiência energética, conseqüente redução da emissão de gases que produzem o efeito estufa e aumento de segurança dos usuários vista resistência mecânica substancialmente superior do material temperado (KELLER, 2014). A redução da emissão dos gases causadores do efeito estufa e o conseqüente aumento na segurança dos ocupantes dos veículos resultante da alta resistência mecânica causaram o crescimento da utilização da estampagem a quente,

tendo em vista que a estampagem a frio desses materiais mostrou-se complexa, notadamente, pelo acentuado retorno elástico ocasionando imprecisão dimensional em função das acentuadas tensões residuais (COUTO, 2020).

A estampagem a quente não é um processo novo, a patente data de 1977, pela empresa sueca Plannja, que o utilizou para fabricar peças para cortadores de grama e serras (KARBASIAN, 2010). No processo a quente é necessário realizar o aquecimento do material até temperaturas do campo austenítico, nos aços de alta resistência, valores em torno de 950°C, permanecendo no forno de 5 a 8 minutos para que haja equilíbrio térmico e completa austenitização. Posteriormente a peça é levada à matriz de estampagem onde ocorre a conformação e simultaneamente o tratamento térmico de têmpera (MAENO, et al., 2015).

A têmpera é um tratamento térmico caracterizado pela transformação martensítica, que se baseia em uma rápida velocidade de resfriamento. A austenita é formada por microestrutura Cúbica de Face Centrada (CFC) durante o processo de resfriamento a estrutura torna-se Cúbica de Corpo Centrado (CCC), a qual tem fator de empacotamento maior, entretanto pela rápida retirada de calor, os átomos de carbono acabam por se alocar nos interstícios octaédricos da estrutura CCC, contudo a solubilidade de carbono é excedida, distorcendo a estrutura, formando a martensita a qual possui estrutura Tetragonal de Corpo Centrado (KRAUSS, 1995), a figura 4 mostra as três estruturas cristalinas associadas ao processo de transformação martensítica.

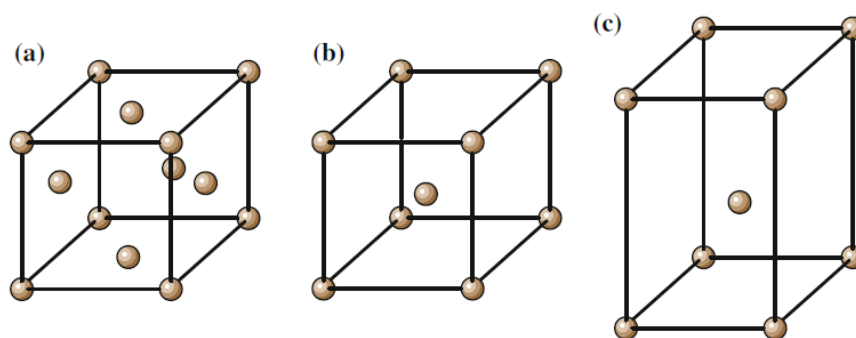


Figura 4 – Células Unitárias da estrutura cristalina (a) CFC, como a austenita (b) CCC, como a ferrita (c) TCC, como a martensita. Fonte: Billur, 2019

Uma forma comumente utilizada para obter taxas de arrefecimento elevadas é o prévio resfriamento das matrizes, dessa forma há um aumento significativo do super resfriamento, que auxilia a obtenção da martensita. Outrossim, outras situações

devem ser consideradas para que o tratamento térmico seja adequado, por exemplo, o tempo de transferência entre o forno e as matrizes, especialmente crítico, visto que pode ocorrer a formação de martensita localizada antes da conformação, causando deslocamento do revestimento, alto atrito, trincas e rupturas (TURETTA, 2008). Na figura 5, é possível verificar o diagrama TTT (Tempo, Temperatura e Transformação) que deve ser seguido para se obter a martensita simultaneamente à conformação, garantindo a transformação completa e por consequência as tensões próximas a 1500 Mpa. O rápido fechamento da matriz e a velocidade de estampagem são, por fim, outras questões relevantes para obtenção da microestrutura martensítica (ZHENG, et al., 2015).

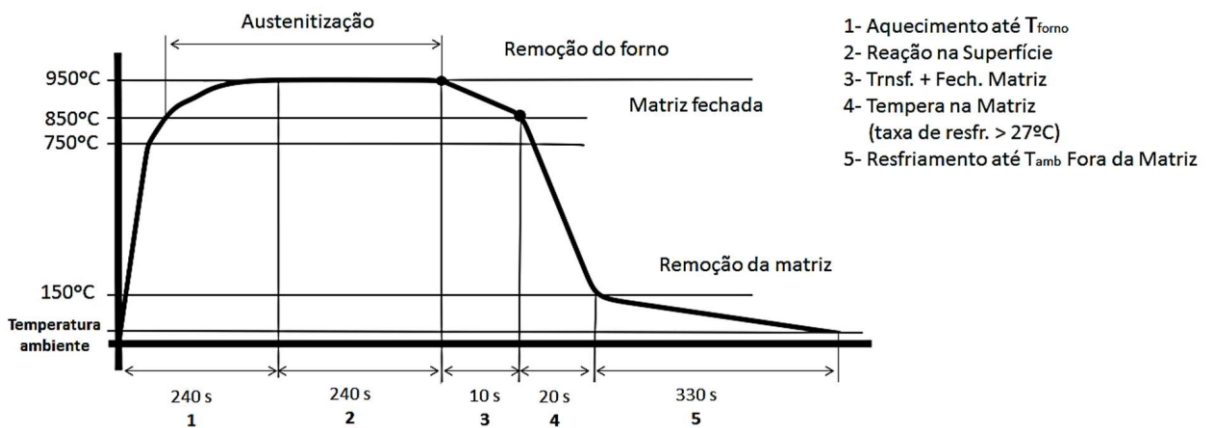


Figura 5 - Ciclo térmico do processo de estampagem a quente com tratamento térmico de têmpera em matriz. Adaptado de MAAS ESTAUDINGER (2008) apud GORNI (2010).

Com o aumento da temperatura há diminuição da tensão de escoamento como mostra a figura 6 ao relacionar a Tensão de Escoamento (k_f) com a Deformação Verdadeira (ϕ) de uma amostra cortada na direção de laminação ($RD=0^\circ$). Dessa forma tornou-se possível processar peças de alta complexidade e de grandes dimensões com os aços de alta resistência, aumentando assim a quantidade de peças dos veículos que são propensas a serem produzidas a partir deste processo (MAENO, et al., 2015) (MERKLEIN, 2006).

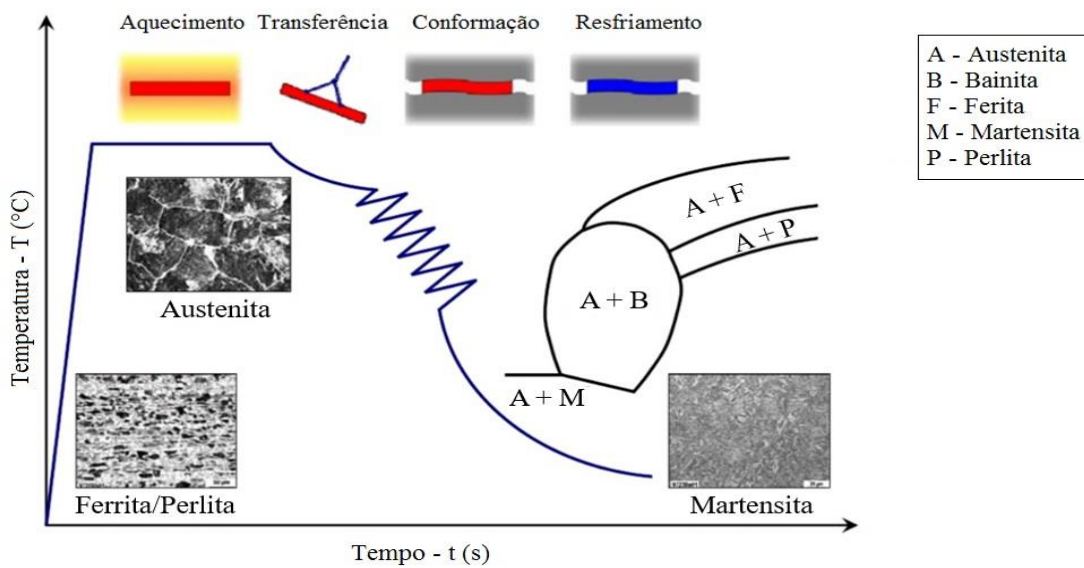


Figura 6 – Diagrama esquemático de temperatura, tempo e transformação do processo de estampagem a quente. Fonte: Adaptado de Turetta, 2008

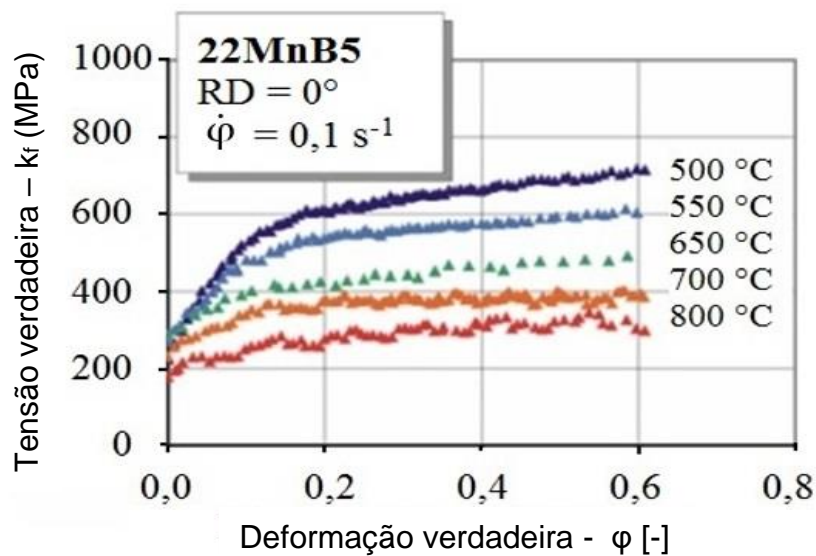


Figura 7 – Influência da temperatura sobre o escoamento do aço 22MnB5. Fonte: Merklein, 2006

Na figura 8 é possível ver a utilização dos aços avançados de ultra alta resistência estampados a quente nas partes em vermelho dos veículos, em (a) um modelo do Volvo XC90 e em (b) um modelo Tesla 3, atualmente os exemplos de veículos utilizando essa classe de aço é bastante grande, por exemplo, toda linha de carros da Audi e boa parte da Volkswagen, além daqueles já citados anteriormente (WORLD STEEL, 2017). Há grande utilização dos aços estampados a quente ao boro na região da cabine dos passageiros, que precisa ser rígida,

diminuindo ao máximo a deformação dos componentes, diferentemente das regiões dianteira e traseira onde é desejável que haja absorção da energia e deformação dos componentes (KEELER, 2014).

Tanto aços AHSS quanto UHSS mostram tendência acentuada de crescimento de demanda nos próximos anos, como mostra a figura 9. Segundo as previsões em 2025 cerca de 50kg dos veículos podem ser fabricados com aços com resistência mecânica acima de 1000MPa, onde estão inseridos aqueles fabricados por estampagem a quente (MORI, et al., 2017). O processo de estampagem a quente permite obter peças de baixo peso e elevada resistência mecânica (LI, et al., 2016). Essas vantagens transformam a estampagem a quente em uma das tecnologias mais promissoras para produção de peças da indústria metal mecânica, especialmente automotiva (KANG, et al., 2015).

A primeira dessas é a “cabine dos passageiros (safety cage)” rígida, que é projetada para suportar cargas elevadíssimas sem se deformar, em altas ou baixas velocidades, o que garante a integridade dos passageiros dentro do veículo. A segunda é a “região de deformação (crumple zone)”, localizada nas partes dianteira e traseira do automóvel, com o objetivo de absorver o máximo de energia possível durante uma colisão, amortecendo o impacto e reduzindo possíveis danos na “cabine dos passageiros” (KEELER; KIMCHI, 2014).

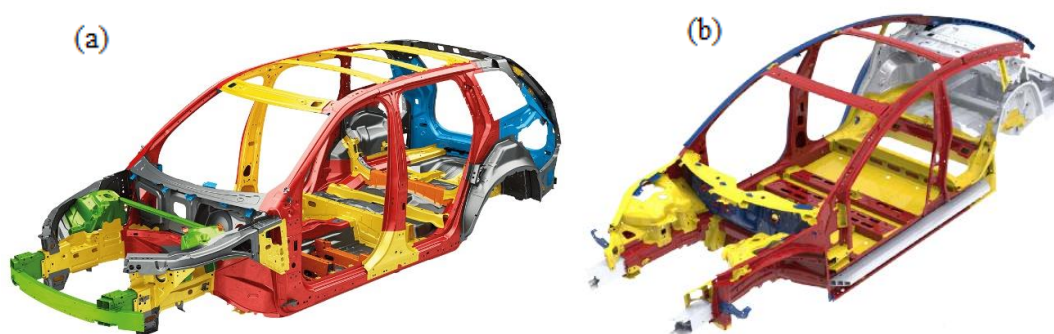


Figura 8 – Exemplos de veículos que utilizam os aços de estampagem a quente, em (a) Volvo CX90 e (b) Tesla 3. Fonte: World Steel, 2017.

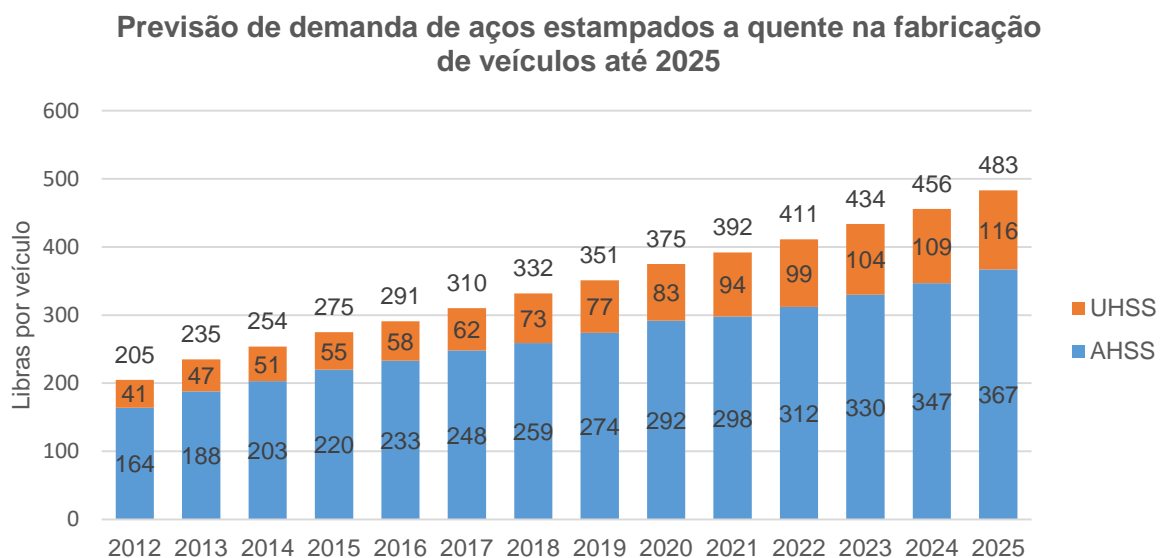


Figura 9 – Consumo de aços estampados a quente de 2012 a 2025. Fonte: Adaptado de World Steel, 2017.

Nós últimos anos estão sendo estudadas formas de melhorar a produtividade de estampagem a quente, assim como aumentar a gama de produtos possíveis de serem produzidas, uma dessas formas é o resfriamento diferencial. Nesse método as partes das peças são resfriadas em momentos e com intensidades diferentes, então obtêm-se diferentes microestruturas e por consequência, diferentes propriedades mecânicas. George (2012) e Lisboa (2019) realizaram experimentos aquecendo metade das matrizes com aquecedores cartucho e na outra metade foi realizado resfriamento, ambos obtiveram valores similares de microdureza, em torno de 230HV nas regiões de aquecimento. Banik (2011) avaliando o impacto do resfriamento diferencial em propriedades como resistência mecânica e ductilidade concluíram que pode haver um considerável range quando as temperaturas das matrizes variam entre 300°C e 550°C.

2.2.1 Considerações sobre Retorno Elástico

O retorno elástico é um fenômeno inerente ao processo de estampagem, sendo caracterizado por um desvio geométrico resultante da descarga do punção na peça conformada, pois nesse momento ocorre a recuperação das deformações elásticas (SCHAEFFER, 2014). A magnitude do retorno está relacionada a diversos fatores ligados ao processo e ao próprio material como por exemplo: resistência ao escoamento, relação de dobra, folga entre punção e matriz e módulo de elasticidade (HAUS, 2011).

A figura 10 mostra curvas de tensão x deformação de um aço baixo carbono e de um aço de alta resistência. O carregamento ocorre em “OA” e é finalizado em “A”. A deformação plástica está representada por “OB” enquanto “BC” representa a região de ocorrência do retorno elástico (KEELER, 2017). Para redução do retorno elástico a estampagem a quente é uma boa opção, pois reduz substancialmente os valores de retorno elástico a partir de um eficaz controle dimensional (GORNÍ, 2010).

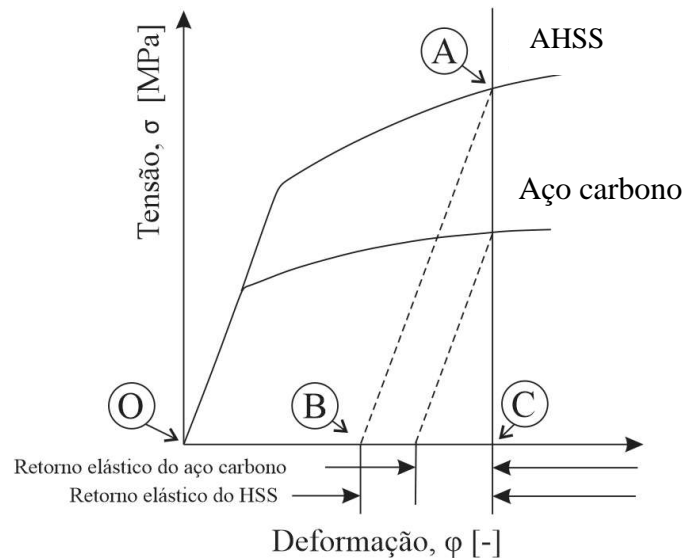


Figura 10 – Representação do retorno elástico no diagrama Tensão versus Deformação de aço baixo carbono e HSS (WORLDAUTOSTEEL, 2018).

2.2.2 Métodos de estampagem a quente

Segundo BILLUR (2019) pode-se realizar o processo de estampagem a quente por dois métodos principais: Estampagem a quente direta e estampagem a quente indireta. A principal diferença entre os dois métodos é a pré-forma.

No caso da estampagem a quente indireta ocorre inicialmente uma conformação a frio, que dá a forma geral da peça que então é levada ao forno até a temperatura de austenitização e posteriormente é estampada em um processo a quente que é responsável pelas características críticas, este processo pode ser visto na figura 11. Na figura 12 pode-se verificar o processo de estampagem direto, nesse método não ocorre a estampagem preliminar a frio, a peça é colocada no forno e vai de forma direta para a prensa sem a necessidade de pré-forma.

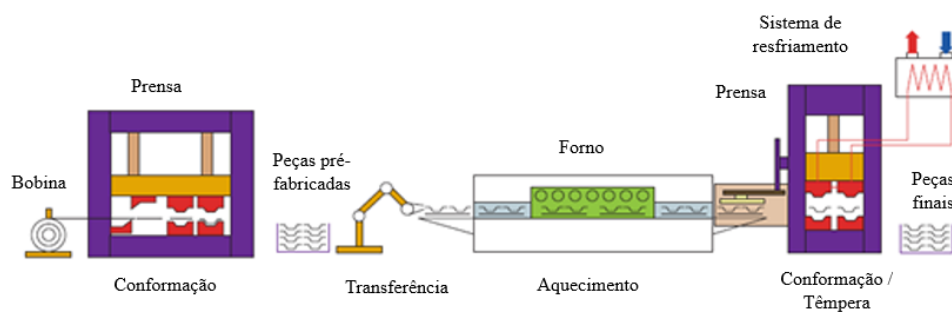


Figura 11 – Processo indireto de estampagem a quente. Fonte: Adaptado de Billur, 2019.

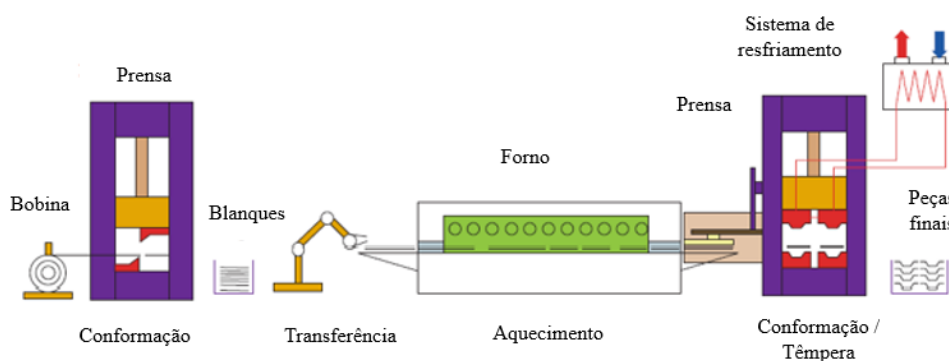


Figura 12 - Processo direto de estampagem a quente. Fonte: Adaptado de Billur, 2019.

2.3 Aços ao boro para estampagem a quente

Os aços ao boro são os materiais utilizados com maior frequência no processamento a quente de materiais, visto que ele é o elemento de liga que mais influencia no endurecimento após a têmpera. Os aços 22MnB5, 27MnCrB5, 37MnB4 são aqueles capazes de produzir uma estrutura inteiramente martensítica com uma matriz refrigerada com água. Na tabela 1 é possível verificar a composição química destes aços além das informações referentes ao resfriamento, bem como as tensões de escoamento e de resistência a tração antes e após o processamento a quente (NADERI, 2007).

Tabela 1 - Composição química e propriedades mecânicas dos principais aços ao boro.
 Fonte: KARBASIAN, TEKKAYA, 2010 e NADERI et al., 2007.

| Aço | C | Si | Mn | Cr | Ni | Al | Ti | B | N |
|----------|------|------|------|------|------|------|-------|-------|-------|
| 8MnCrB3 | 0,07 | 0,21 | 0,75 | 0,37 | 0,01 | 0,05 | 0,048 | 0,002 | 0,006 |
| 20MnB5 | 0,16 | 0,4 | 1,05 | 0,23 | 0,01 | 0,04 | 0,034 | 0,001 | - |
| 22MnB5 | 0,23 | 0,22 | 1,18 | 0,16 | 0,12 | 0,03 | 0,04 | 0,002 | 0,005 |
| 27MnCrB5 | 0,25 | 0,21 | 1,24 | 0,34 | 0,01 | 0,03 | 0,042 | 0,002 | 0,004 |
| 37MnB4 | 0,33 | 0,31 | 0,81 | 0,19 | 0,02 | 0,03 | 0,046 | 0,001 | 0,006 |

| Aço | Temperatura de início da formação da martensita (°C) | Taxa crítica de resfriamento (°C/s) | Tensão de escoamento (Mpa) | | Resistência a tração (Mpa) | |
|----------|--|-------------------------------------|----------------------------|--------------------|----------------------------|--------------------|
| | | | como recebido | estampado a quente | como recebido | estampado a quente |
| 8MnCrB3 | 450 | 30 | 505 | 967 | 637 | 1354 |
| 20MnB5 | 410 | 27 | 457 | 1010 | 608 | 1478 |
| 22MnB5 | 410 | 27 | 447 | 870 | 520 | 969 |
| 27MnCrB5 | 400 | 20 | 478 | 1097 | 638 | 1611 |
| 37MnB4 | 350 | 14 | 580 | 1378 | 810 | 2040 |

O aço 22MnB5 têm estrutura microestrutural ferrítica e resistência à tração de aproximadamente 500 Mpa. A estampagem deste material é caracteristicamente realizada em um processo não-isotérmico, a quente, onde a conformação ocorre simultaneamente ao processo de tratamento térmico de têmpera. Após o processamento, a resistência à tração pode aumentar cerca de 250% do valor inicial e obter microestrutura martensítica, como pode ser visto na figura 13 (COUTO, 2021).

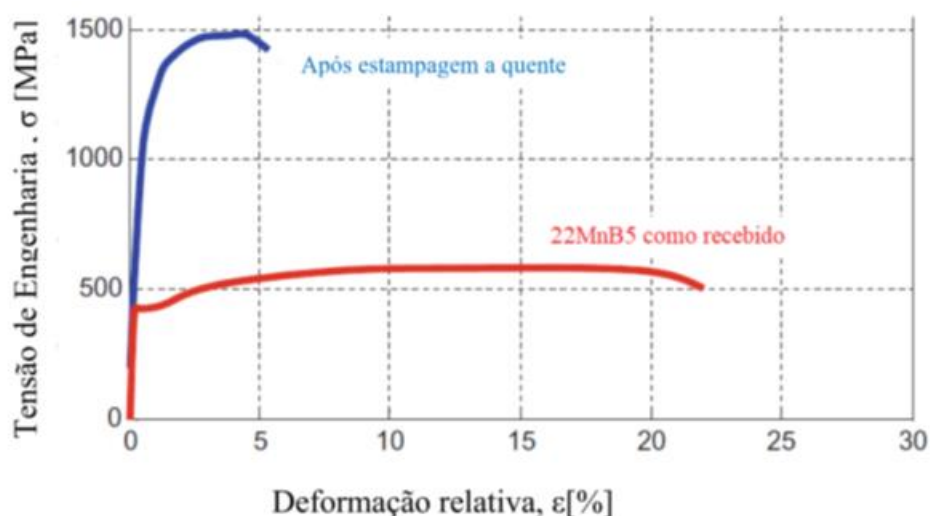


Figura 13 - Relação entre a tensão de engenharia x deformação relativa do 22MnB5 como recebido e após estampagem a quente. Fonte: Billur, 2019.

A taxa ou velocidade de resfriamento é fator essencial no resultado final do processo de tempêra. Segundo NADERI et al, (2008) uma taxa de resfriamento de 27°C/s é o mínimo para que a estrutura não seja bainítica. Entretanto, para FAN et al, (2009) taxas de resfriamento superiores de 25 °C/s já seriam suficientes para obtenção da estrutura martensítica. Na figura 14 é evidenciado o diagrama CCT do aço 22MnB5 e também os efeitos dos elementos de liga na formação dos microconstituintes.

O correto resfriamento resulta em uma estrutura totalmente martensítica com valores de resistência mecânica que podem chegar até 1500 Mpa, dureza na faixa de 400 a 520 HV ou 40,8 a 50,5 HRC. Além disso apresentam aumento significativo de resistência mecânica e diminuição significativa de alongamento (CARDOSO, 2016). Conforme TSHIPTSCHIN (2006), a faixa entre 20 e 40 °C/s de taxa de resfriamento é suficiente para formação total de martensita, valores abaixo de 20 °C/s seriam responsáveis por aparecimento de estruturas bainíticas na microestrutura. A tabela 2 mostra as temperaturas características da liga 22MnB5. Taxas de resfriamento moderadas geram estruturas bainíticas e resfriamentos lentos resultam em transformação da austenita em perlita e ferrita (BILLUR, 2019).

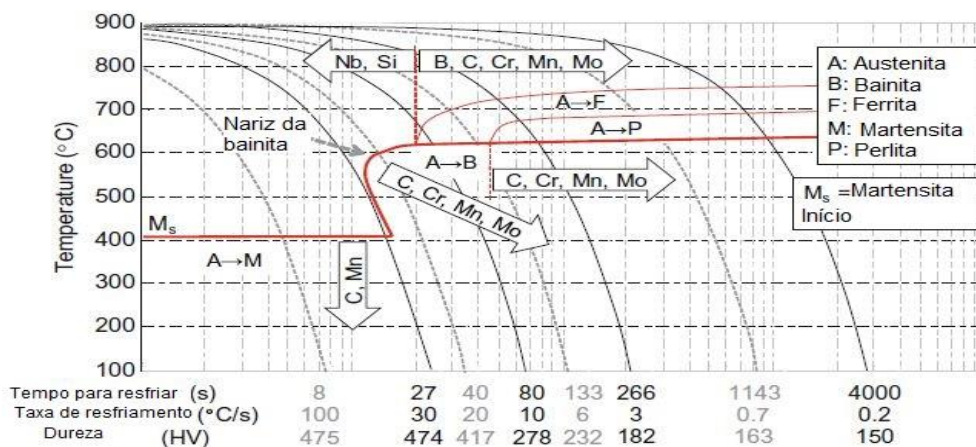


Figura 14 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5 e os efeitos dos elementos de liga. Fonte: BILLUR, 2019

Tabela 2 - Temperaturas característicos de transformação da liga 22MnB5. Fonte: TSHIPTSCHIN, 2006

| A1 | | A3 | | Ms | | Mf | | Bs | | Bf | | Fs | | Ff | |
|--------|--------|-------|--------|-------|--------|-------|--------|-------|--------|-------|--------|-------|--------|-------|--------|
| T (°C) | T (°C) | t (s) | T (°C) | t (s) | T (°C) | t (s) | T (°C) | t (s) | T (°C) | t (s) | T (°C) | t (s) | T (°C) | t (s) | T (°C) |
| 725 | 837 | 13 | 376 | 17 | 225 | 24 | 590 | 33 | 404 | 219 | 695 | 399 | 537 | | |
| 726 | 837 | 26 | 386 | 31 | 272 | 29 | 624 | 47 | 431 | 52 | 647 | 92 | 442 | | |
| 724 | 846 | 36 | 371 | 41 | 286 | 46 | 605 | 72 | 405 | 77 | 663 | 155 | 442 | | |

A temperatura de austenitização completa para o 22MnB5 é 840 °C, a temperatura de transformação da martensita na faixa de 378°C a 261°C e o início da transformação da bainita ocorre aos 606°C. Os aços ao boro possuem melhor conformabilidade quando comparados a outros aços de igual temperabilidade, no entanto quando a quantidade de boro está em excesso pode ocorrer a formação de borocarbonetos, que reduz a temperabilidade do material (TSHIPTSCHIN, 2006).

2.4 Corrosão na estampagem a quente

A exigência por maior vida útil de produtos está relacionada aos mecanismos de degradação dos materiais. Neste contexto avança o desenvolvimento de revestimentos protetores, estes revestimentos são, geralmente, uma combinação de uma proteção por metal de sacrifício e uma proteção de barreira (DEVER, 2018).

Os materiais, tanto revestidos quanto não revestidos, têm seu comportamento à corrosão dimensionados a partir de ensaios específicos como, por exemplo, o ensaio de nevoa salina e de câmara úmida. O inconveniente dos ensaios convencionais é que eles simulam poucos ambientes e assim permitem avaliações restritas, isso dificulta a previsão do tempo de vida dos componentes e as propriedades mecânicas resultantes dos processos de fabricação (LI, 2010).

A indústria automotiva, uma das maiores consumidoras deste tipo de teste, passou a desenvolver seus próprios ensaios em suas plantas industriais, foram criados, então, os testes cíclicos de corrosão que surgiram, basicamente, da união dos testes tradicionais, multiplicando os ambientes em que o material está exposto e acelerando a degradação. Como foram criados nos laboratórios das próprias empresas não há apenas um padrão, são diversas normas, muitas delas levam, inclusive, o nome da montadora responsável por sua criação. Os ciclos realizados são uma alternância entre períodos de exposição da peça há: pulverização de sais,

secagem e umidade variando entre valores bastante consideráveis e de menor magnitude (PROSEK, 2016).

Além dos ensaios acelerados de corrosão existem também os eletroquímicos, nestes experimentos é possível entender como cada material se relaciona com determinado ambiente. Para estes testes utiliza-se um aparato composto por um recipiente no qual é colocada a solução, um contra eletrodo por onde passa a corrente fornecida pelo potenciostato e um eletrodo de trabalho, que é a própria amostra e um eletrodo de referência. Assim, é possível mensurar a resistividade de um material quando aplicadas diversas correntes. A medição de potencial de circuito aberto (OCP) é o acompanhamento do potencial (v) da amostra em função do tempo sem aplicação de corrente ou tensão advinda de fontes externas (BRETT, 1993).

2.5 Revestimento

Os aços estampados a quente sem revestimentos tendem a gerar uma superfície abrasiva e irregular após a saída do forno (COUTO, et al., 2020). Dessa forma torna-se necessário realizar uma etapa de remoção da “carepa”, seja química ou física, aumentando o número de processos e por consequência de custo de produção, como mostra a figura 15a. A camada superficial pode também deslocar, aumentando assim a poluição nas matrizes, nesse sentido pode ocorrer aumento significativo do desgaste do ferramental, afetando diretamente a sua vida útil como mostra a figura 15b (SOUZA, 2013).

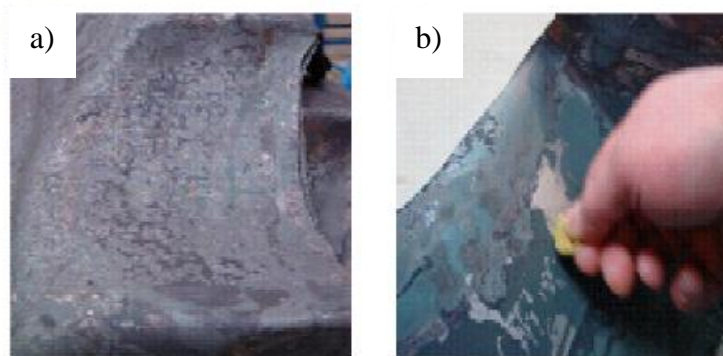


Figura 15 – Peça estampada a quente sem revestimento protetor. Fonte: Arcellor Mittal, 2009.

As propriedades mecânicas também podem ser afetadas pelo processo a quente, pode ocorrer decarbonetação superficial de até 60 μ m e desta forma reduzir a resistência a fadiga das peças (SOUZA, 2013). Para diminuir este inconveniente e,

por consequência, proteger o material da oxidação e descarbonetação a indústria siderúrgica tem adicionado ao material base revestimentos protetores, os mais comumente utilizados são àqueles a base de zinco e de alumínio (BILLUR, 2019).

Os revestimentos são, principalmente, de proteção por barreira ou proteção galvânica. No caso primeira o material que separa o aço corrói-se antes do ambiente corrosivo atingir o aço base. Já no caso do par galvânico, o zinco, ou outro material com a mesma função, age como ânodo de sacrifício durante a ocorrência de danos ao material protegido como arranhões ou trincas, aumentando assim a vida útil da peça (MARDER, 1990).

2.5.1 Revestimentos Al-Si

Os revestimentos com base de alumínio são muito utilizados atualmente. Eles são produzidos de duas formas principais (FAN, 2012):

- Alumínio puro: Neste caso o revestimento é utilizado principalmente quando há exigências de superfícies bastante reflexivas, como sistemas de ventilação, por exemplo.
- Al-Si: Este é o tipo mais utilizado na estampagem a quente, pois possui alta resistência à corrosão em função da temperatura.

Os revestimentos de Al-Si são produzidos por imersão a quente em um banho com 7% a 11% de silício, este elemento químico tem a função de formar a camada inibidora $5Fe_2SiAl_7$ na interface entre o revestimento e o substrato, prevenindo a rápida ocorrência de Fe_2Al_5 , esta fase é extremamente dura e frágil prejudicando tanto a aderência quanto a flexibilidade do revestimento (COUTO, et al., 2021).

A figura 16 mostra a secção transversal de um revestimento de alumínio. É possível verificar a matriz eutética de Al-Si, posteriormente pode-se notar uma espessura razoável de Fe_2SiAl_7 além de outras camadas menores antes do substrato. A temperatura de aquecimento durante a estampagem a quente ultrapassa os $577^{\circ}C$, temperatura de fusão da liga Al-Si, podendo fundir-se com partes das linhas produtivas assim como o substrato, podendo reduzir a sua conformabilidade (BILLUR, 2019). Segundo Borsetto et al (2009) ao reagir com o substrato o revestimento torna-se enriquecido em ferro, ocorre aumento de espessura com aumento do tempo de

aquecimento e temperatura e também é encontrada a ocorrência de um óxido, Al_2O_3 que funciona como barreira protetora, dificultando a oxidação do revestimento.

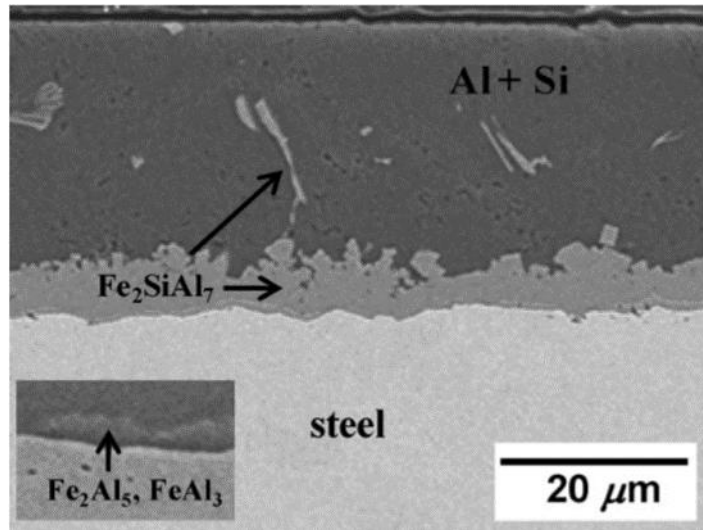


Figura 16 - Imagem de uma secção transversal de um revestimento de alumínio, evidenciando as ligas intermetálicas entre substrato e revestimento. Fonte: FAN, 2012

A figura 17a é a secção do revestimento após o aquecimento até 930°C , com aquecimento de $10^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, pode-se notar fases diferentes da ligação ferro-alumínio. A imagem foi gerada por espectrometria de dispersão de energia (EDS). Segundo Grigorieva (2011) e Suehiro (2003) ocorrem cinco camadas intercaladas no revestimento para o caso citado, a primeira camada é uma ligação FeAl_2 , a segunda e a quarta camadas são constituídas de Fe_2SiAl_2 , estas duas camadas são intercaladas com outra camada em que os autores divergem, o primeiro sustenta que ela é formada por Fe_2Al_5 , por sua vez, o segundo considera que há FeAl_2 , a quinta camada para ambos é a ligação do ferro difundido tanto com o alumínio quanto com o silício.

Cabe ressaltar que ao alterar-se o meio ou as próprias taxas de aquecimento pode-se encontrar diferentes camadas e até morfologias diferentes nos revestimentos de Al-Si (COUTO, et al., 2021). Por exemplo, na figura 17b pode-se visualizar uma imagem de EDS, obtida por FAN (2012) com a taxa de aquecimento de $30^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, na qual a morfologia do revestimento foi bastante alterado, tendo em vista a ocorrência de ilhas compostas apenas de duas fases: FeAl_2 e Fe_2SiAl_2 . Conforme aumenta-se a temperatura de encharque, tende-se a crescer as fases intermetálicas dúcteis na

camada de revestimento, podendo impactar nas propriedades mecânicas do revestimento (WINDMANN, 2014).

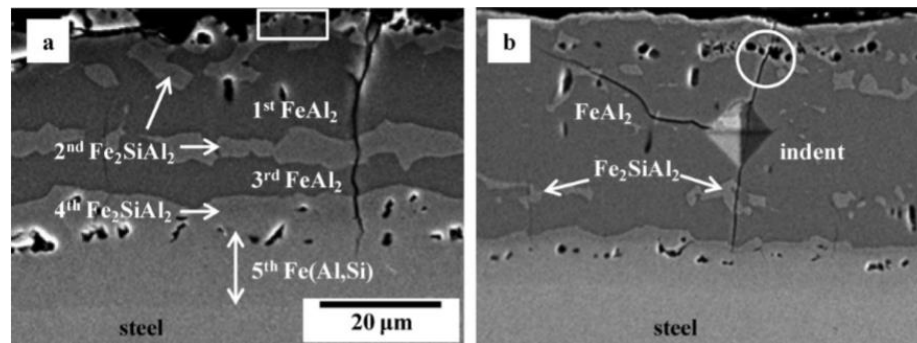


Figura 17 - Seção de um revestimento de alumínio aquecido a 930°C até a austenitização completa, por cerca de 5 minutos, a) Taxa de aquecimento de 10°C.s-1 e b) Taxa de aquecimento de 30°C.s-1. Fonte: FAN,2012.

A liga 22MnB5 revestida com camada de Al-Si é considerada um material de alta temperabilidade. Nesses materiais a transformação martensítica ocorre mesmo em taxas de resfriamento menos severas e as ligações de Fe-Al-Si são responsáveis por evitar a decarbonetação assim como prevenir a oxidação (BUENO, 2017).

As características físicas e mecânicas desse material são bastante similares àquelas do material de mesmo substrato sem proteção, como pode ser visto na tabela 3 a partir da análise de percentual de massa (SHI, 2016). Antes do processamento o limite de escoamento é de 418 MPa, o limite de resistência é de 543 MPa, esse valor que após a estampagem e têmpera pode chegar a 1500 MPa, assim como o material sem revestimento (GULER, 2013).

Tabela 3 – Percentual de massa na composição química do USIBOR 1500P. Fonte: SHI, 2016.

| | C | Mn | Cr | B | Ti | Al | Si | B |
|----------------------------------|------|------|-----|-------|-------|------|------|-------|
| 22MnB5 revestido com Al-Si | 0,22 | 1,23 | 0,2 | 0,004 | 0,037 | 0,03 | 0,25 | 0,003 |

2.6 Transferência de calor no processo de estampagem a quente

A transferência de calor é definida como sendo a troca de energia entre dois sistemas. Na estampagem a quente a peça que sai do forno é a fonte a quente, ou

seja, a fração do sistema que perde calor para o restante. Essa troca de calor ocorre pelos três mecanismos descritos abaixo (INCROPERA, 2008):

- Condução: A transferência de calor dá-se pelo contato, por conta da vibração ou movimentação dos átomos.
- Radiação: Processo eletromagnético em que ocorre troca de energia entre duas superfícies.
- Convecção: A transferência ocorre da fonte quente para um fluido.

Os três mecanismos estão presentes na estampagem a quente. Por exemplo, segundo Abdullahay (2011) a chapa aquecida perde calor por radiação e convecção com o ar ambiente. Com relação a condução pode-se dizer que ocorre na saída do forno ao encostar na tenaz ou em outro equipamento para movimentar a peça, entretanto a maior parte ocorre no contato com a superfície da matriz de estampagem (CARON, 2014).

Na figura 18 está a comparação da porção de cada mecanismo de transferência de calor de acordo com Souza (2013). A partir desta pode-se perceber a maior relevância da troca térmica por condução, sendo importante controlar àquela realizada por convecção para garantir que a microestrutura desejada possa ser alcançada.

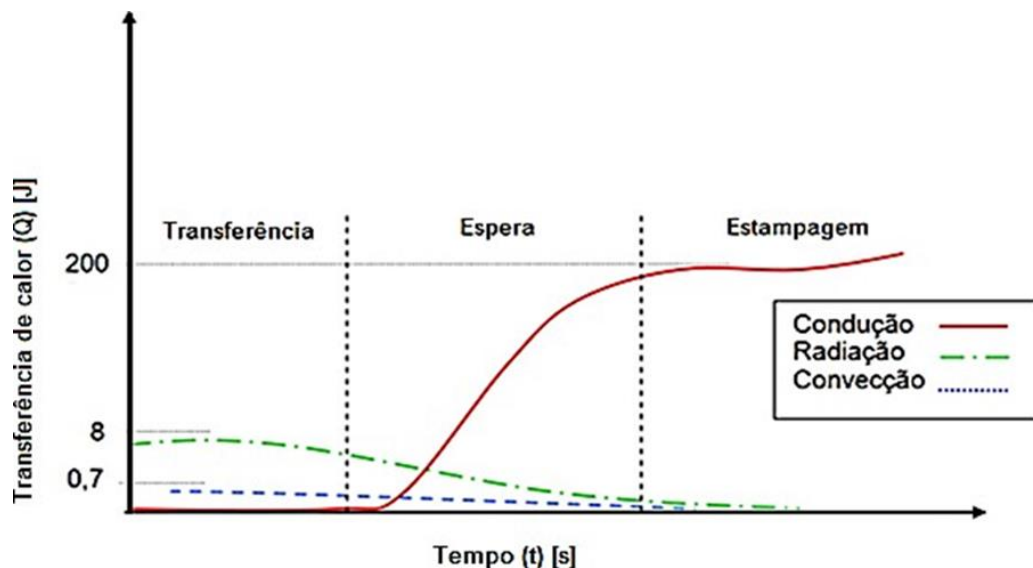


Figura 18 – Influência das formas de transferência térmica durante o processo de estampagem a quente. Fonte: Souza, 2013.

Para Huiping (2015) a transferência de calor da geratriz aquecida para a ferramenta determina as propriedades mecânicas. Segundo Merklein e Lechner

(2016) as características da interface matriz/geratriz, como rugosidade, pressão de contato e revestimentos protetores, são determinantes para a magnitude da troca térmica. Tolotti, et al., (2016) mostra a existência de uma relação direta da taxa de resfriamento com a pressão de contato da interface, como pode ser visto na figura 19.

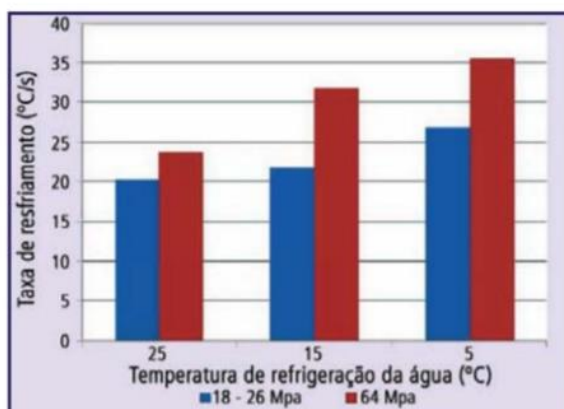


Figura 19 – Influência da temperatura das matrizes e da pressão de contato com a taxa de resfriamento. Fonte: Tolotti, et al., (2016).

2.7 Simulação numérica de elementos finitos

A simulação numérica por análise de elementos finitos trouxe à indústria um patamar ainda não alcançado, foi possível, a partir delas, o desenvolvimento de processos e produtos de qualidade bastante alta, diminuindo custos e falhas durante a produção. Através de modelos matemáticos complexos a simulação numérica pode-se reduzir as adversidades do processo de fabricação inicial de peças, tendo em vista ser possível avaliar, entre outras, parâmetros dimensionais e termodinâmicos (IVANISKI, 2017).

Com o modelamento em elementos finitos é possível realizar melhorias dos produtos e processos, com menor tempo para o desenvolvimento de protótipos, redução dos gastos aumentando a lucratividade e competitividade. Com a análise dos resultados é possível conhecer os pontos onde ocorreram os prováveis defeitos, possibilitando a intervenção prévia, evitando gastos desnecessários com matéria prima e tempo. Revisar os processos otimizando o planejamento e execução na fase final, majorando as chances de êxito e aceitação do produto final (SOUZA, 2013).

Os estágios para definição do modelo em uma análise de elementos finitos segundo Akrou (2008) são:

- Criação da geometria;
- Definição das propriedades dos materiais utilizados;
- Definição do tipo, formato e dimensões de malha;
- Definição e aplicação das condições de contorno no modelo;
- Execução das análises computacionais;
- Interpretação dos resultados.

A simulação dos processos de estampagem dos aços avançados de alta resistência (AHSS), especialmente aqueles de estampagem a quente tem complexidade elevada por haver influência da ação da temperatura (NAGATA, 2005). A geração do modelo precisa ser extremamente detalhada. A malha pode ser grosseira para análises iniciais, reduzindo o tempo necessário, entretanto refinada posteriormente pelo menos naquelas regiões mais críticas como mostram a figura 20.

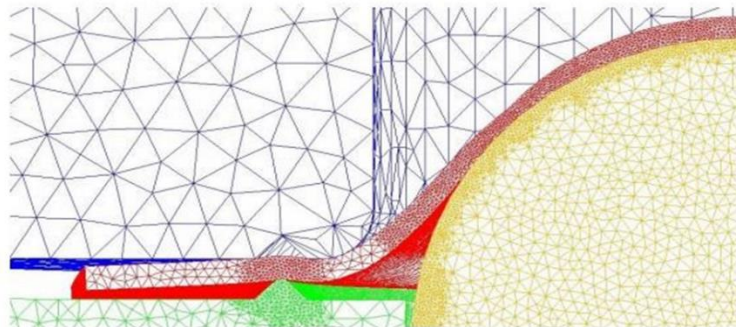


Figura 20 – Modelo para simulação de uma chapa de aço. Fonte: Batalha, 2015.

Existem diversos estudos de simulação numérica utilizando o aço 22MnB5. Por exemplo, a figura 21 mostra o estudo de Costa (2018) com a distribuição da deformação avaliando a propensão a ruptura de uma amostra.

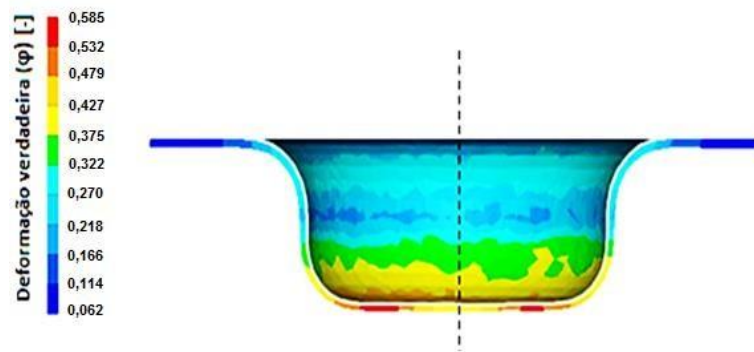


Figura 21 – Distribuição da deformação em uma simulação numérica de estampagem a quente.

No estudo de Dal-cim (2018) foi proposto avaliar a microestrutura dos modelos a partir da análise das temperaturas ao longo da secção de uma amostra durante o processo de têmpera. Na figura 22 é possível visualizar a variação de temperatura ao longo do modelo.

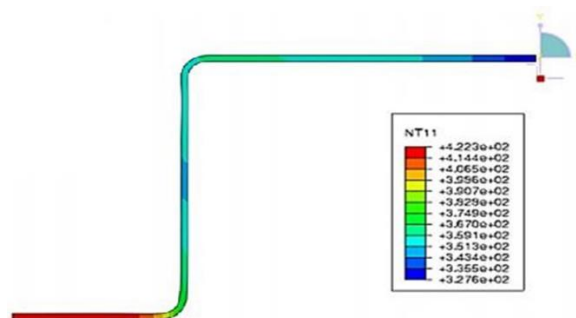


Figura 22 – Distribuição de temperatura na secção de uma amostra austenitizada. Fonte: Dal-cim (2018).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Caracterização do material recebido

A análise do material recebido foi realizada a partir de ensaios que visam elucidar as propriedades mecânicas dos materiais, são eles: ensaio de tração e microdureza e a partir de análise da microestrutura que foram análise química e metalográfica.

3.1.1 Propriedades Mecânicas

A realização dos ensaios de tração deu-se em uma máquina de ensaios universal Emic, modelo 23-20, para obtenção da tensão de escoamento e limite de resistência e alongamento do material, de acordo com a norma ASTM E 8M, os corpos de prova retangulares com as dimensões 200mm x 40mm x 1,5mm. Foram realizados três ensaios em cada uma das três direções em relação ao sentido de laminação, foram obtidos os dados de tensão de escoamento, resistência a tração e alongamento, apresentados na Tabela 4, o valor de Re foi bastante próximo ao previsto por Karbasian (2010), apenas 16MPa, já aquele de Rm foi cerca de 100Mpa, essa diferença pode estar associada ao fato dos ensaios do autor serem realizados apenas na direção paralela à laminação.

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 com revestimento antes do tratamento térmico.

| Propriedade do material | Valor |
|-----------------------------------|--------------|
| Limite de escoamento - Re - (Mpa) | 465 |
| Resistência à tração - Rm - (Mpa) | 580 |
| Alongamento - A - (%) | 21 |

As análises de microdureza, tanto do material recebido quanto após a estampagem, foram realizadas utilizando microdurômetro Insize Hardness Tester ISH-TDV1000 com carga de 0,5 kg, microdureza Vickers foi realizado nas amostras da chapa, apresentando um valor médio, entre cinco medições de 192HV. Em todas as situações foram realizados três medições em cada ponto.

3.1.2 Microestrutura

A composição química em percentual de massa dos elementos foi realizada com espectrômetro de emissão ótica Q2ION, da marca BRUKER, disponível no Laboratório de Fundição (LAFUN) na Universidade Federal do Rio Grande do Sul, os

valores em porcentagem de cada componente químico estão demonstrados na Tabela 5, de forma geral estes valores estão inseridos nos limites máximos e mínimos encontrados na literatura para o 22MnB5.

Tabela 5 - Percentual em massa dos elementos químicos do USIBOR 1500P

| C | Si | Mn | Cr | Nb | Ti | B | V |
|------|------|------|------|-------|------|-------|-------|
| 0,22 | 0,21 | 1,18 | 0,17 | 0,003 | 0,04 | 0,003 | 0,004 |

Os ensaios metalográficos aconteceram para revelar a microestrutura da matéria-prima como recebida e do material estampado, as amostras foram lixadas com lixas de 100 μ m 220 μ m 320 μ m 400 μ m 600 μ m e 1200 μ m, o sentido de lixamento foi alterado em 90° e realizada limpeza com água a cada mudança de lixa. Dessa forma as amostras foram polidas com pasta de diamante com granulometria média de 0,3 μ m. O ataque químico foi realizado utilizando Nital 2%. A análise metalográfica foi realizada através de um microscópio óptico da marca Olympus, modelo Gx51, que também foi utilizado para medição da camada de revestimento, cuja chapa foi submetida ao mesmo procedimento acima citado. Na figura 23(a) é possível observar a camada de revestimento do USIBOR 1500P que foi medida em três pontos diferentes obtendo 30,2 μ m de espessura na média, e na Figura 23(b) a microestrutura formada por ferrita e perlita, típica deste material.

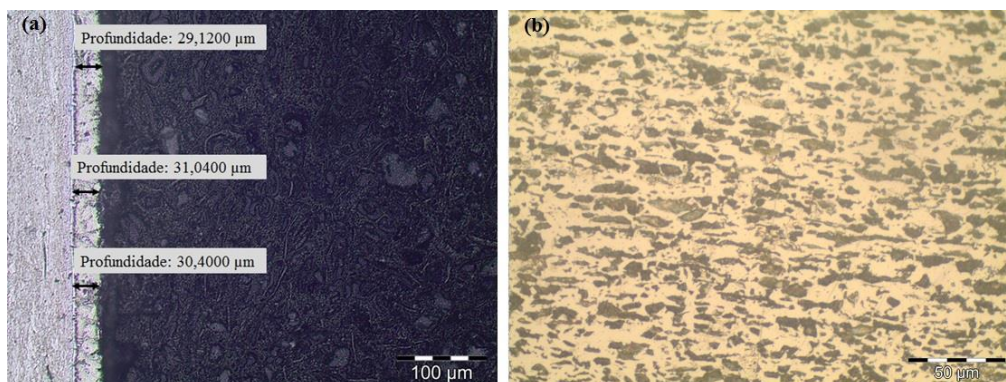


Figura 23 - Características do USIBOR 1500P antes de estampado e temperado: (a) revestimento e (b) microestrutura

3.2 Ferramental

O ferramental utilizado para a estampagem a quente foi uma adaptação a partir de uma matriz disponível no Laboratório de Transformação Mecânica (LdTM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Foram projetados canais de refrigeração

no prensa-chapas e na matriz para aumentar o super resfriamento buscando facilitar a obtenção de martensita na microestrutura, o conjunto das ferramentas além dos canais de refrigeração estão apresentados na figura 24. O desenho técnico está na figura 25, em (a) está em vista isométrica do ferramental e do corpo-de-prova e (b) a vista frontal durante o processo de estampagem.



Figura 24 - Ferramental refrigerado instalado na prensa.

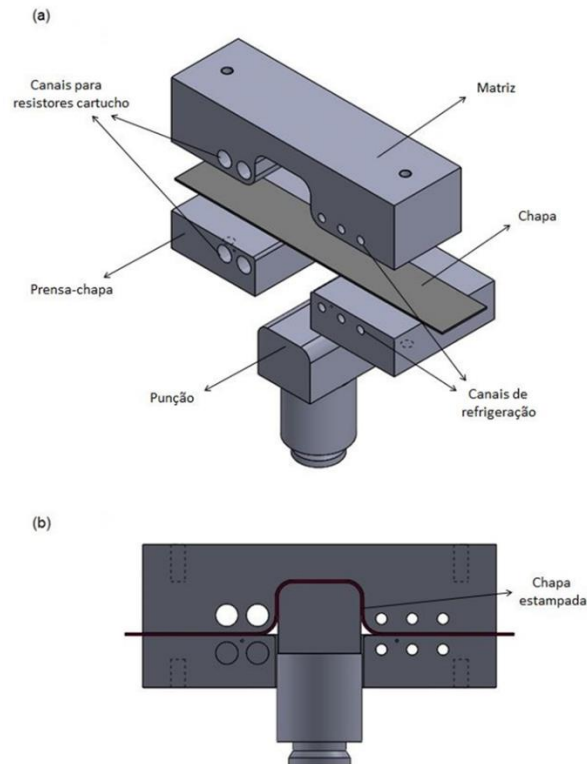


Figura 25 - a) Vista isométrica do ferramental e do corpo-de-prova antes da conformação e b) Vista frontal do ferramental após a estampagem.

3.3 Estampagem a Quente

O material examinado neste estudo foi um aço ligado ao boro, fabricado pela Arcelor Mittal, que tem substrato de 22MnB5 e revestimento de Al-Si, comercialmente conhecido como USIBOR 1500P, com 1,5 mm de espessura. Em algumas análises foram utilizados corpos-de-prova de material de mesmo substrato, contudo sem a presença de revestimento, assim facilitando a comparação de parâmetros que não estão na literatura, na figura 26 estão demonstrados os equipamentos utilizados para o processo de estampagem a quente.



Figura 26 – Imagem do processo a) prensa Dan-Press b) Forno de aquecimento.

As amostras em formato de tira com dimensões iniciais de comprimento $L_0=240\text{mm}$, largura $l_0=40\text{ mm}$ e espessura $s_0=1,5\text{ mm}$, foram aquecidas em um forno elétrico da marca Sanchis com isolamento de fibra de cerâmica em três temperaturas: 850°C , 950°C e 1050°C , o tempo de encharque foi de 8 minutos para garantir a total austenitização do material. A transferência do forno para a prensa foi realizada de forma manual, utilizando uma tenaz. A chapa possui 40 mm a mais em relação ao comprimento do conjunto de ferramentas, essa parte sobressalente foi definida para fins de minimizar os efeitos do contato da tenaz fria com a peça aquecida na retirada da mesma do forno e, também, para minimizar os efeitos da queda térmica por convecção e radiação nas extremidades da chapa. A peça final, após a estampagem, apresenta um perfil de chapéu com a altura $h=30\text{ mm}$.

O processo foi realizado em uma prensa de duplo efeito da marca da Dan Presse com capacidade de 200 kN e velocidade de 19,5 m/s. Foi instalada junto ao sistema

uma célula de carga e um transdutor de deslocamento variável linear, LVDT, para aquisição dos dados de deslocamento do punção e de força durante a estampagem. Um equipamento de aquisição de dados Spider 8 foi utilizado e os dados posteriormente tratados no Excel.

O controle da temperatura das matrizes foi realizado utilizando-se termopares tipo K, de 1,5 mm de diâmetro, inseridos nas furações, figura 27, das matrizes e acoplados em um sistema de aquisição de dados da marca Lynx. Os canais de refrigeração foram conectados por meio de mangueiras a um reservatório com água gelada, desta forma as matrizes iniciaram o processo em 8°C de temperatura na superfície.

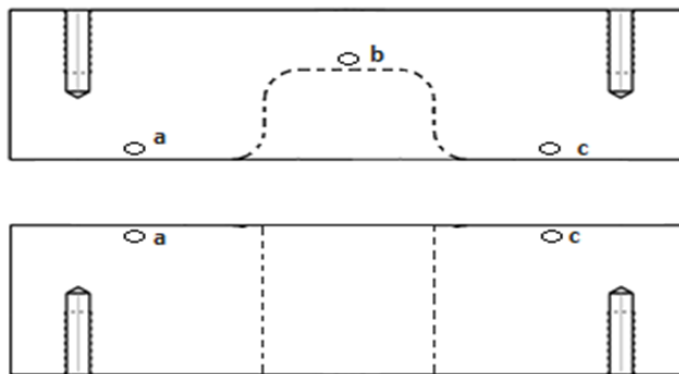


Figura 27 – Posições onde foram posicionados os termopares durante o processo de estampagem a quente.

Na figura 28 está esquematicamente desenhado o processo de estampagem a quente direto desenvolvido no estudo. A tabela 6 mostra um resumo dos parâmetros utilizados no processo de estampagem.

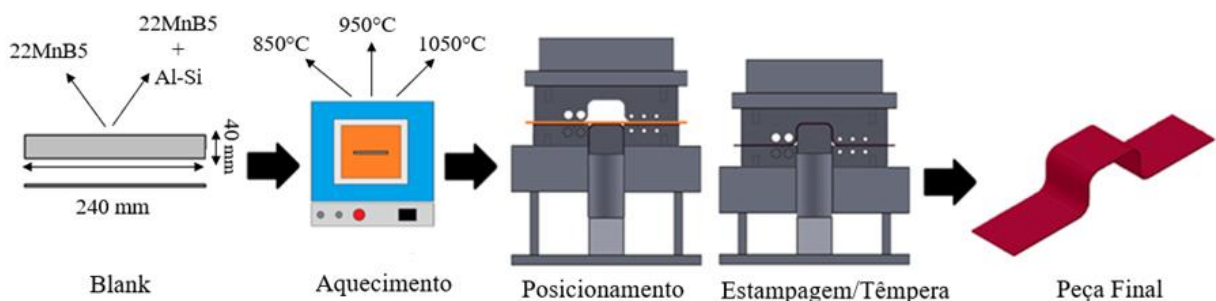


Figura 28 - Desenho esquemático do processo de estampagem a quente direto.

Tabela 6 – Resumo dos parâmetros utilizados no processo de estampagem

| Descrição | Especificação |
|-----------------------------------|--------------------------|
| Força máxima de estampagem | 200 kN |
| Velocidade da prensa | 19,5 m/s |
| Material das amostras | 22MnB5, 22MnB5 revestido |
| Temperaturas de encharque | 850°C, 950°C, 1050°C |
| Quantidade de amostras por ensaio | 3 |
| Tempo de encharque | 8 min |
| Temperatura ambiente | 23°C |
| Temperatura inicial das matrizes | 8°C |
| Lubrificação | Sem lubrificação |

3.4 Integridade Superficial

A análise de integridade superficial foi realizada com um rugosímetro da marca Mitutoyo modelo SJ-210 que está mostrado na figura 29. As amostras foram limpas com algodão e álcool isopropílico e a camada de óxido não completamente aderida foi retirada, a figura 30 mostra os cinco pontos em que foi posicionado o equipamento, foram realizadas cinco medições em cada ponto e a média foi calculada, assim como o erro associado à medição. Os parâmetros estudados foram: Rugosidade média (Ra) e rugosidade máxima (Rz).



Figura 29 – Imagem do rugosímetro utilizado durante a medição das amostras estampadas.

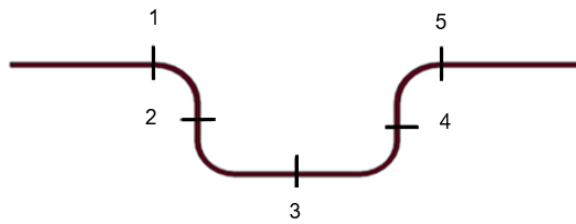


Figura 30 - Regiões onde a rugosidade, Ra e Rz, foi avaliada.

3.5 Microdureza

Os corpos-de-prova utilizados para construção dos perfis de microdureza foram retirados nas regiões expostas na figura 31, o procedimento de lixamento foi o mesmo realizado no material como recebido. A medição foi realizada aproximando-se o penetrador o máximo possível da extremidade da secção da amostra embutida, na figura 32 apresenta-se alguns exemplos de onde foram realizadas as medições para melhor ilustração.

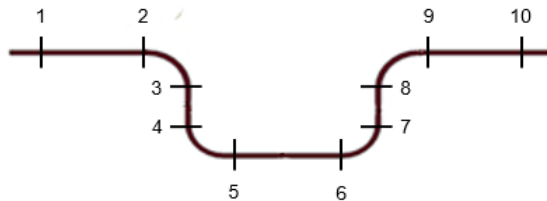


Figura 31 – Regiões em que foi medida a microdureza das amostras estampadas e corroídas

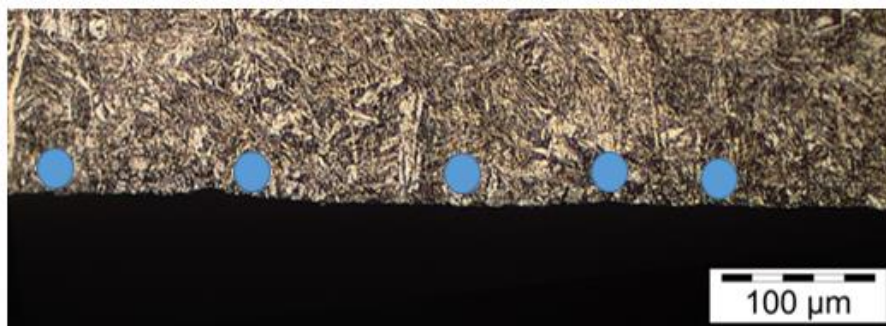


Figura 32 - Secção transversal representando os locais onde foram realizadas as medições de microdureza

3.6 Ensaios de corrosão e análises posteriores

Os corpos-de-prova foram expostas a dois tipos de ensaios de corrosão, um eletroquímico, que foi o ensaio de potencial aberto (OCP) e um de degradação acelerada, o ensaio cíclico de corrosão D17 2028 (ECC1).

- Ensaio de potencial de circuito aberto foi realizado no Laboratório de Pesquisa em Corrosão da UFRGS, a figura 33 mostra o aparato utilizado para essa análise. O eletrodo de referência utilizado foi de calomelano com potencial de 240mV, a solução foi de 3,5% de NaCl. Foram realizados três ensaios para cada material, as medições foram realizadas no período de 24 em 24 horas durante 144 horas e para construção do gráfico foram utilizadas as médias dos resultados. Além dessa análise foi identificada a perda de massa das amostras, assim como imagens macrográficas para maior entendimento do fenômeno ocorrido durante a corrosão eletroquímica.

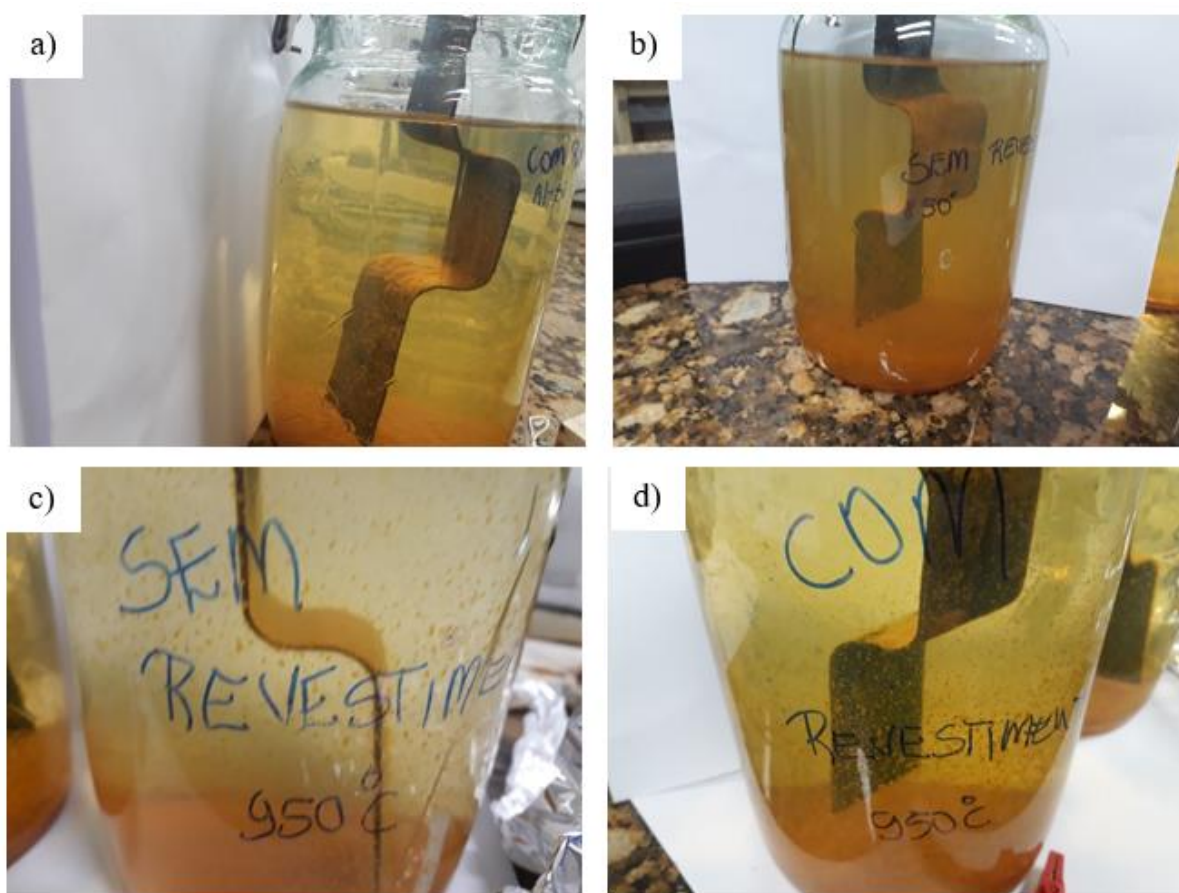


Figura 33 – Amostras durante o ensaio de OCP: a) Com revestimento 1050°C, b) sem revestimento 850°C, c) sem revestimento 950°C e d) com revestimento 950°C.

• Teste cíclico de corrosão, que é um ensaio acelerado de corrosão normatizado como D17 2028 ECC1, desenvolvido pela montadora Renault. Foi utilizada uma câmara da marca Equilam modelo SS e CCT disponível no Laboratório de Tecnologia e Caracterização Mecânica do Senai de Criciúma, Santa Catarina e evidenciado na figura 34. Os corpos de prova estampados foram desengraxados, posteriormente colocados na câmara específica para o teste e sofreram a influência do ciclo evidenciado na figura 35, foram realizados dois ciclos de corrosão, cada um com 1440 minutos.



Figura 34 – Câmara de ensaio de corrosão cíclica.

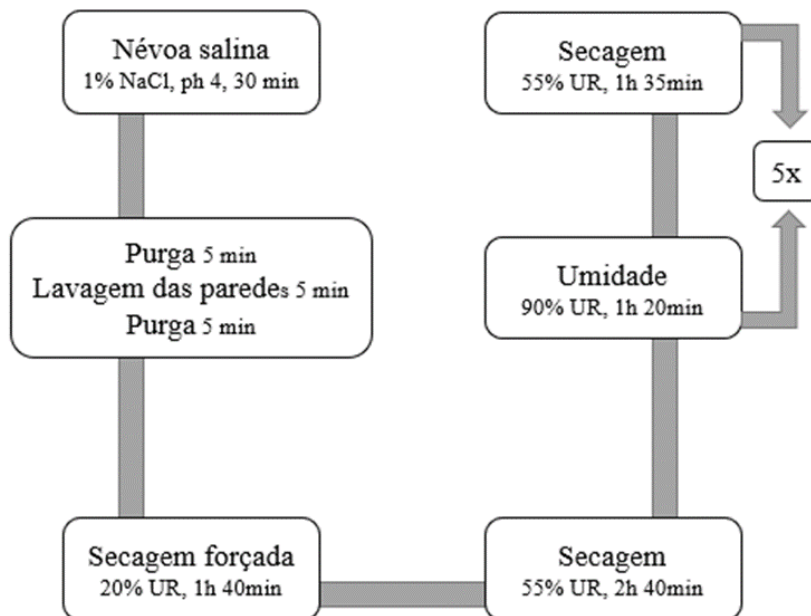


Figura 35 - Ciclo de corrosão ECC1

Os corpos-de-prova expostos aos dois testes de corrosão foram, posteriormente, aferidos quanto a redução de massa. Para essa análise foram medidas em três etapas: matéria-prima, estampado e corroído. O equipamento utilizado foi uma balança semi-analítica laboratorial de precisão com resolução de 0,001g marca Marte, foram realizadas três medições em cada amostras e a média foi calculada, assim como o erro associado.

Para construção dos perfis de microdureza após corrosão foram utilizados as amostras corroídas no ciclo ECC1, assim como para as análises micrográficas, tanto ópticas quanto eletrônicas de varredura.

3.7 Evolução microestrutural e integridade do revestimento

A evolução microestrutural foi avaliada por metalografia com as amostras sendo preparadas pelo método já citada no item 3.1.2. As amostras estampadas e corroídas foram avaliadas quanto a integridade do revestimento, foram realizadas micrografias da região próxima da camada mais extrema em relação à superfície. Foi medido também o comprimento resultante de revestimentos nas imagens de microscopia óptica. Ainda foram realizadas imagens em microscopia eletrônica de varredura, além de avaliação de espectrometria por energia dispersiva (EDS) dos componentes químicos nas proximidades do revestimento.

3.8 Simulação Numérica

O software de simulação numérica utilizado no estudo foi o MSC Simufact, que permite operações tanto em temperatura ambiente quanto em temperaturas elevadas. A utilização dessa ferramenta teve por objetivo comparar o resultado previsto no software com o obtido no ensaio experimental, neste ponto é importante ressaltar que o material utilizado na simulação foi o 22MnB5 sem revestimento, que é o único presente na biblioteca do programa. Os parâmetros que foram comparados são: Distribuição de temperatura nas matrizes e força de estampagem. O modelo desenvolvido está demonstrado na figura 36 e os parâmetros do processo de estampagem estão na tabela 7.



Figura 36 - Modelo desenvolvido para simulação numérica no Simufact

Tabela 7 - Parâmetros de entrada no software de simulação computacional

| Parâmetros do processo | Descrição |
|--|---------------------|
| Processo | Estampagem a quente |
| Material | 22MnB5 |
| Material das ferramentas | AISI H13 |
| Tipo de malha | Hexaédrica |
| Temperatura da amostra [°C] | 850, 950 e 1050 |
| Tempo de austenitização [min] | 8 |
| Temperatura da matriz [°C] | 8 |
| Velocidade do punção [mm/s] | 19,5 |
| Temperatura ambiente [°C] | 25 |
| Coeficiente de convecção [W/m ² .C] | 10 |
| Tempo transferência [s] | 10 |
| Tamanho médio da malha | 1,5 |

4 RESULTADOS EXPERIMENTAIS

4.1 Integridade Superficial

A figura 37 mostra os valores de rugosidade média, Ra, obtidos para o material revestido com Al-Si após a realização do processo de estampagem a quente. As amostras aquecidas até 850°C obtiveram os menores valores de rugosidade, a variação entre os extremos também foi a mais baixa, cerca de 0,160 μm foi a diferença entre o ponto 3 e 4. A amostra aquecida até 950°C alcançou os números mais elevados em quatro dos cinco pontos de medição, sendo o maior 1,684 μm . O corpo-de-prova aquecido até 1050°C atingiu valores intermediários, sendo o maior 1,442 μm , no ponto 2. O erro associado à medição que foi 0,02 μm .

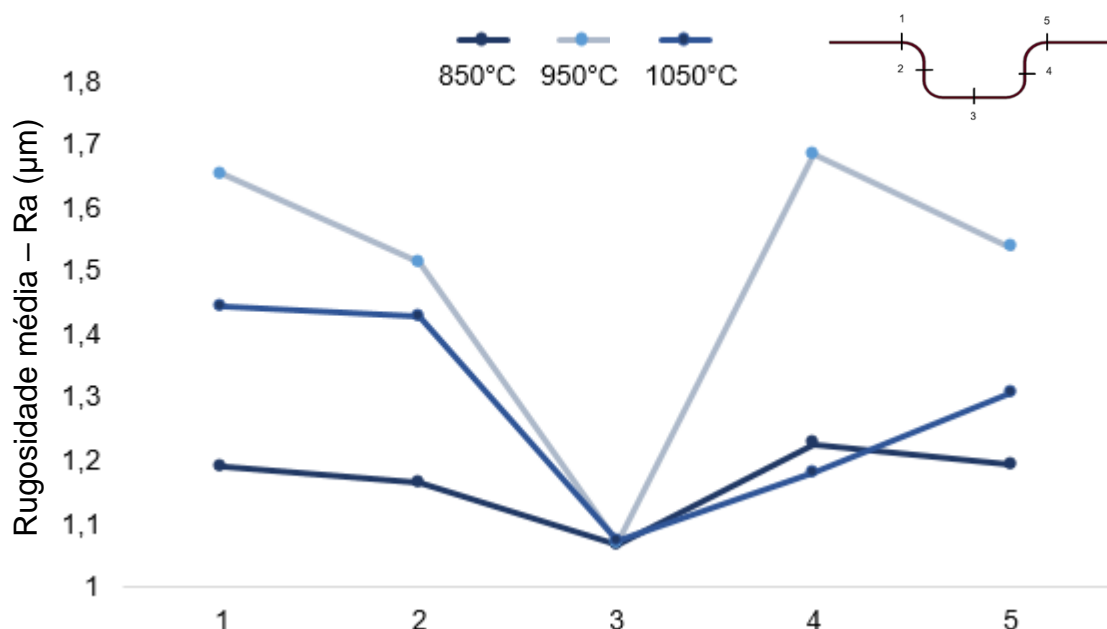


Figura 37 - Valores médios de Ra para o material revestido com Al-Si.

Os resultados para o 22MnB5 sem revestimento após estampagem estão na figura 38. As amostras com temperaturas de austenitização de 850°C e 950°C tiveram comportamento similar, pois os valores mais altos em ambos foram encontrados no ponto 3, região de contato direto do punção, e estiveram acima de 3 μm , valor superior aquele encontrado nas amostras revestido.

As amostras austenitizadas até 1050°C mostraram comportamento diverso, tendo em vista a diferença entre os pontos de maior rugosidade, por exemplo pontos 1 e 2, estarem consideravelmente mais próximos daqueles de menor valor, ponto 5 por

exemplo. Além disso o ponto 3, esteve em patamares bem abaixo das amostras aquecidas em outras temperaturas, 1,1 μm . O erro associado à medição foi de 0,03 μm .

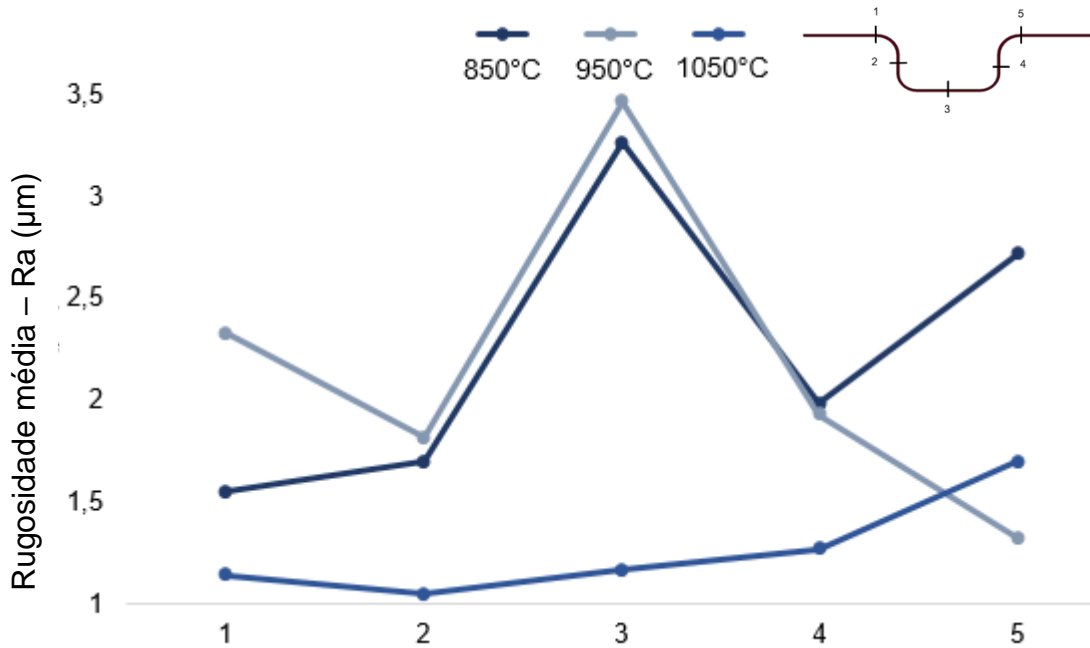


Figura 38 - Valores médios de Ra para o material não revestido

Por fim foi calculada a média entre os valores obtidos em cada condição de aquecimento e para cada material. Para as amostras revestidas a rugosidade média foi 1,17 μm , 1,49 μm e 1,29 μm para as três temperaturas de austenitização, 850°C, 950°C e 1050°C, respectivamente. Os corpos-de-prova sem revestimento nas duas temperaturas de encharque mais baixas, 850°C e 950°C, obtiveram os valores mais altos, 2,24 μm e 2,17 μm , respectivamente. As amostras de mesmo material com temperatura de 1050°C de aquecimento, no entanto obtiveram valores menores, muito similares aos encontrados para as peças aluminizadas, 1,26 μm . Foi possível perceber que nesse grupo após o processamento houve deslocamento de uma cada oxidada, este fato pode ter sido responsável pelo valor mais baixo.

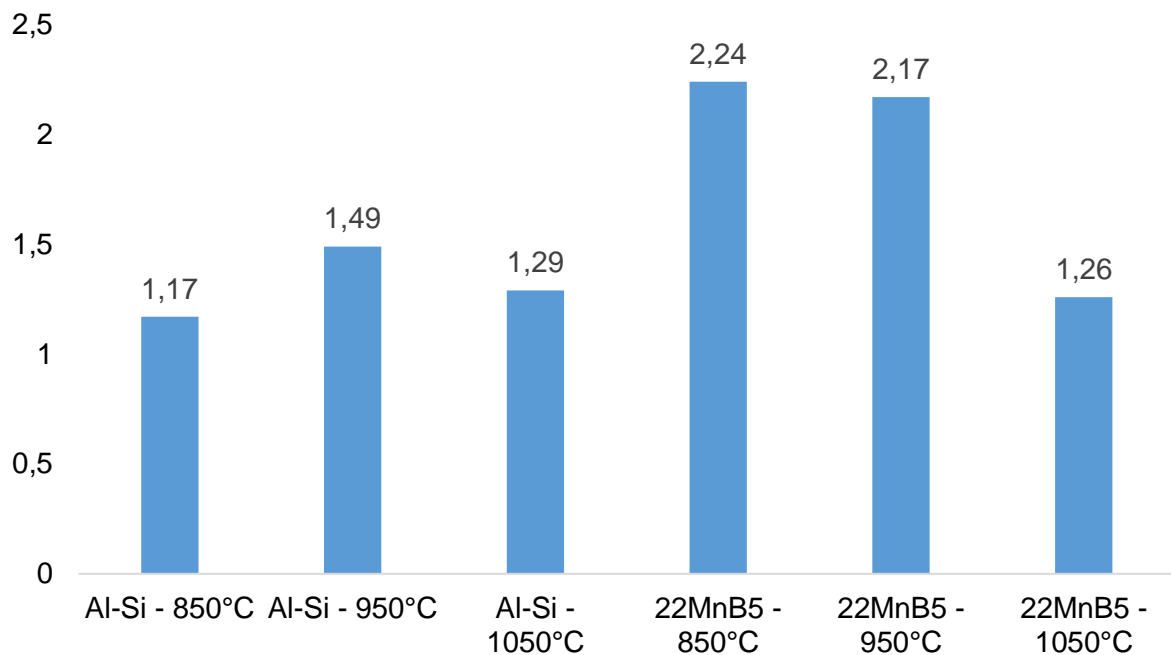


Figura 39 - Valores médios de Ra para os dois materiais

4.2 Evolução microestrutural

A figura 40 apresenta imagens metalográficas obtidas após estampagem e tratamento térmico na região 3 localizada no centro da peça. Apesar de algumas diferenças na geometria dos microconstituintes, pode-se afirmar que ambos os materiais apresentaram base martensítica, austenita retida e porções de bainita. Conforme a temperatura de aquecimento foi elevada os grãos de martensita tornaram-se menos grosseiros, dessa forma permitindo menor espaço para movimentação de discordâncias e conseqüente microdureza mais elevada.

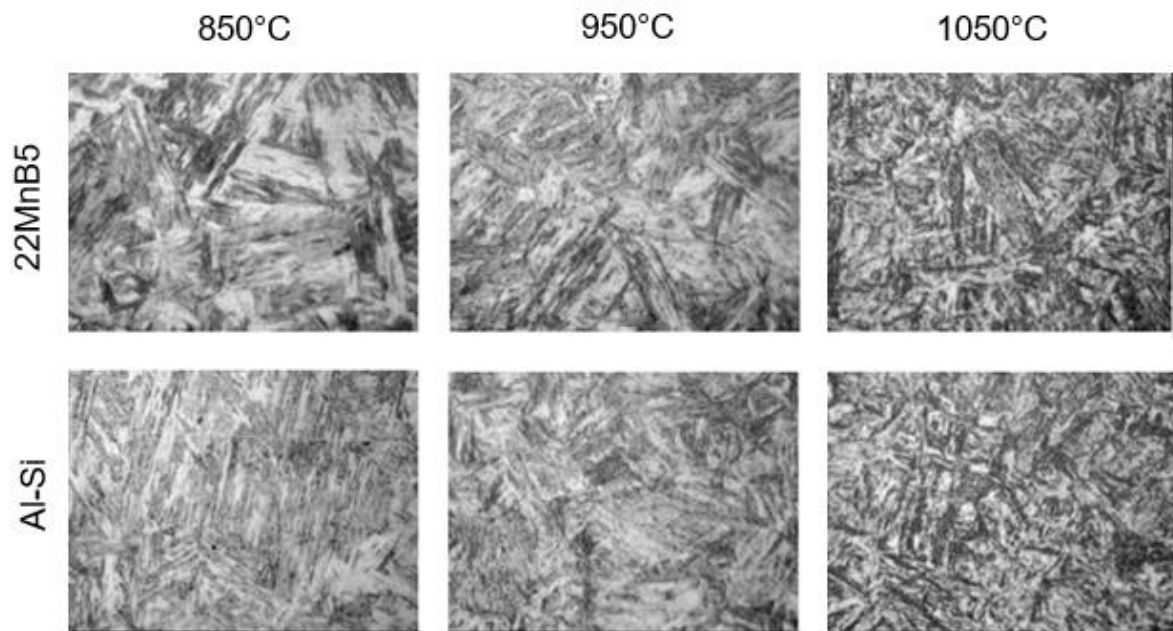


Figura 40 - Metalografias obtidas para todas as temperaturas de aquecimento

Nas imagens que seguem são apresentados os valores obtidos de microdureza tanto para as amostras recobridas com Al-Si quando àquelas sem revestimento. No gráfico estão os valores médios a partir das nove medições em cada região, assim como a amplitude entre as medições.

Na figura 41 onde têm-se os valores de microdureza para amostras revestidas aquecidas até 1050°C os valores médios de medição estão entre 514 HV e 551 HV sendo a amplitude média de 29 HV. Conforme diminui-se a temperatura de aquecimento do forno, em geral, a microdureza também diminui, entretanto a diferença é pouca significativa.

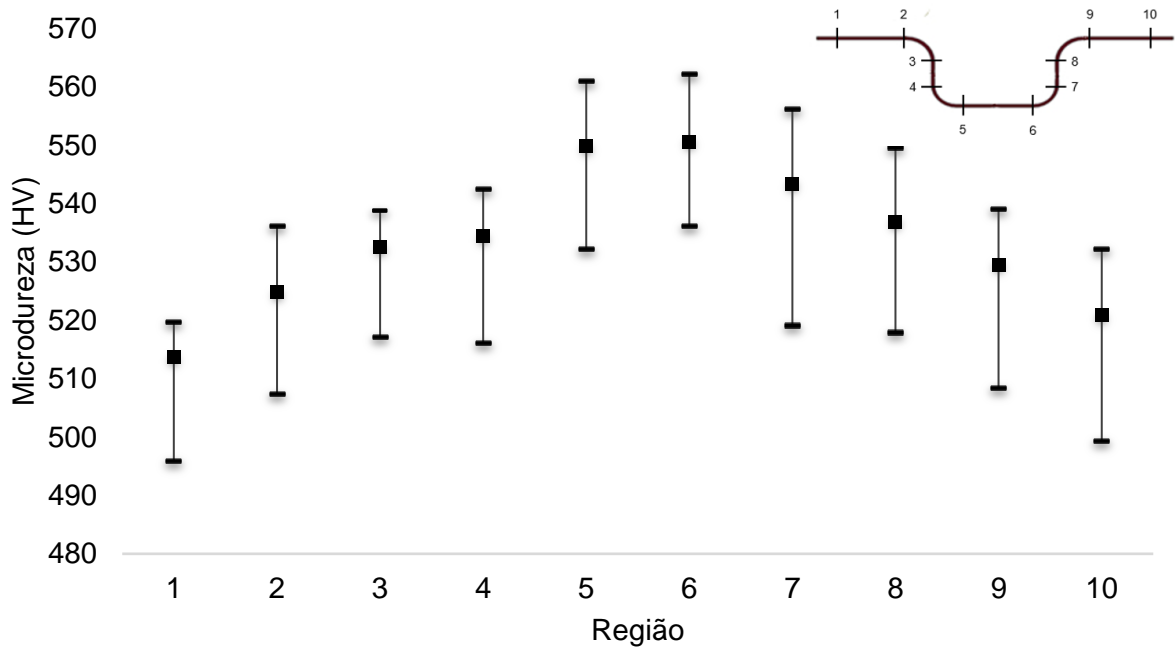


Figura 41 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas revestidas aquecidas a 1050°C

Nas figuras 42 e 43 estão os valores encontrados para as amostras aquecidas até 950°C e 850°C, respectivamente. As menores médias foram encontradas sempre nas regiões mais afastadas do centro da peça, onde não existiu deformação a partir do contato com o punção. De forma contrária, nas regiões onde houve maior deformação a microdureza foi mais elevada, alcançando, para o material revestido 551 HV, 526 HV e 486 HV para as três temperaturas de aquecimento, respectivamente.

As amostras não revestidas não alcançaram resultados tão elevados quanto aqueles revestidos, a maior média foi 494 HV, para o material aquecido até 1050°C, como pode ser visto na figura 44, ou seja, 58 HV menor em comparação com o USIBOR 1500P. Nas figuras 45 e 46 estão os valores medidos para as duas menores temperaturas de austenitização, a tendência de maiores valores no centro das amostras e menores nas extremidades foram mantidas em todos os corpos-de-prova.

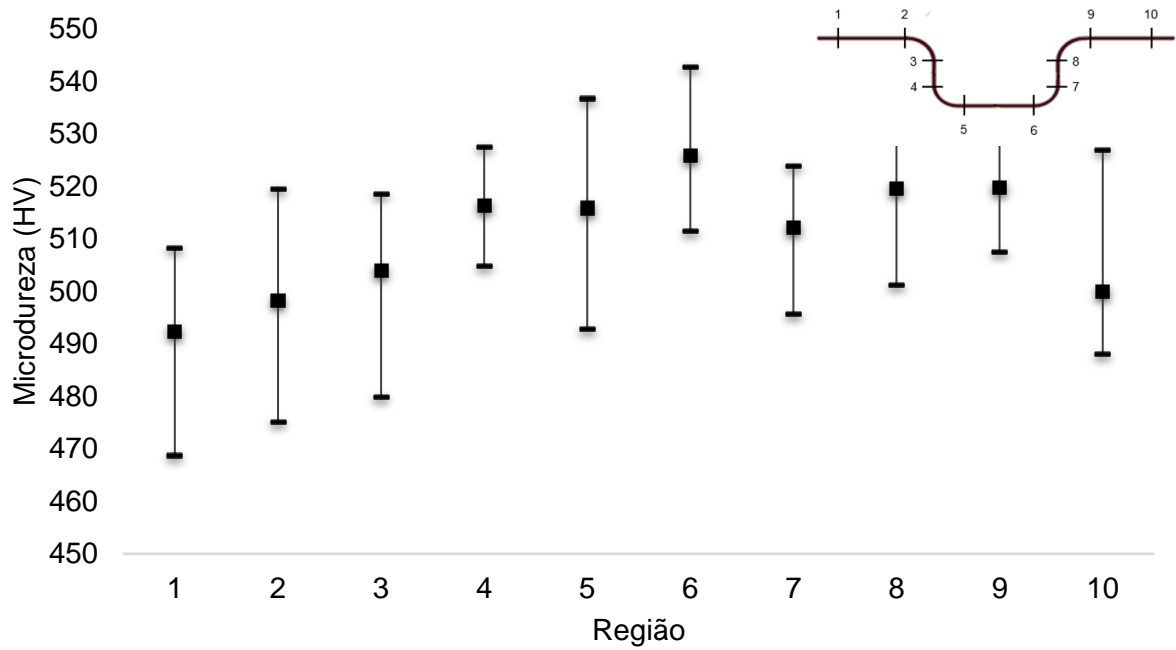


Figura 42 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas revestidas aquecidas a 950°C

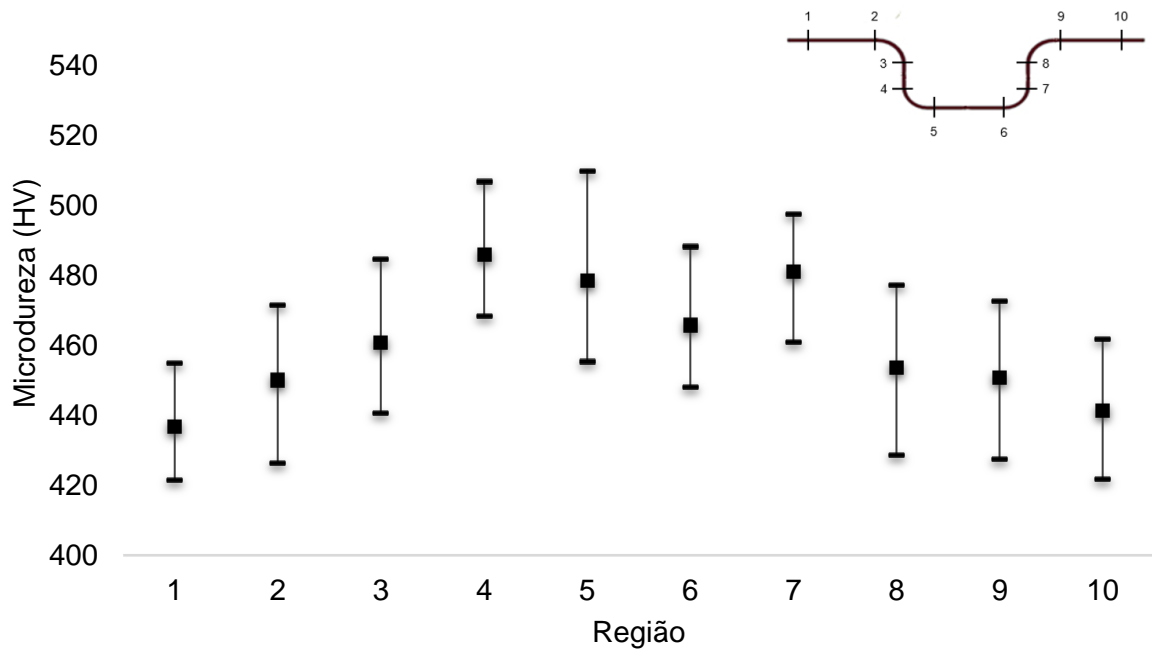


Figura 43 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas revestidas aquecidas a 850°C

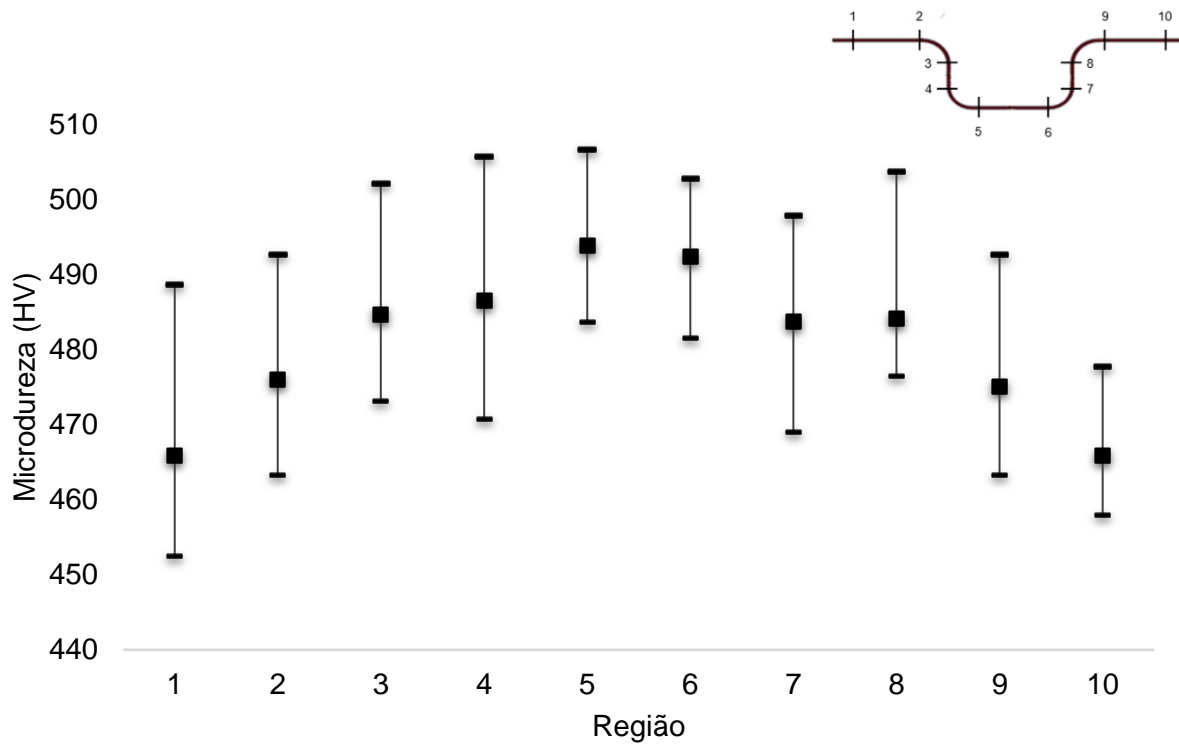


Figura 44 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas não revestidas aquecidas a 1050°C

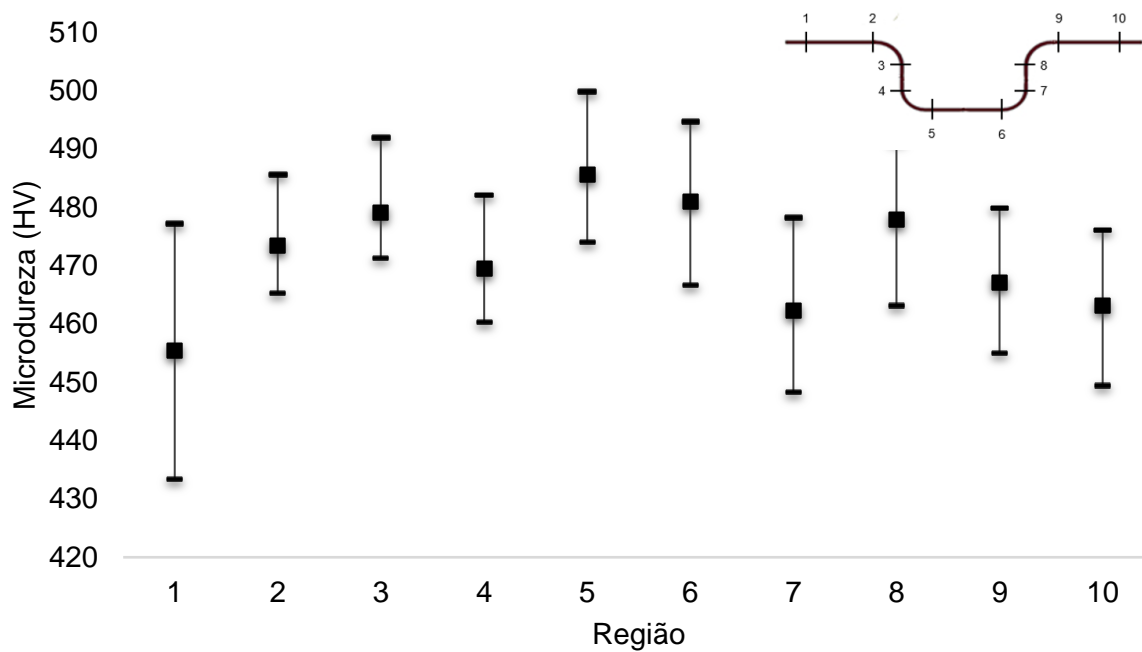


Figura 45 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas não revestidas aquecidas a 950°C

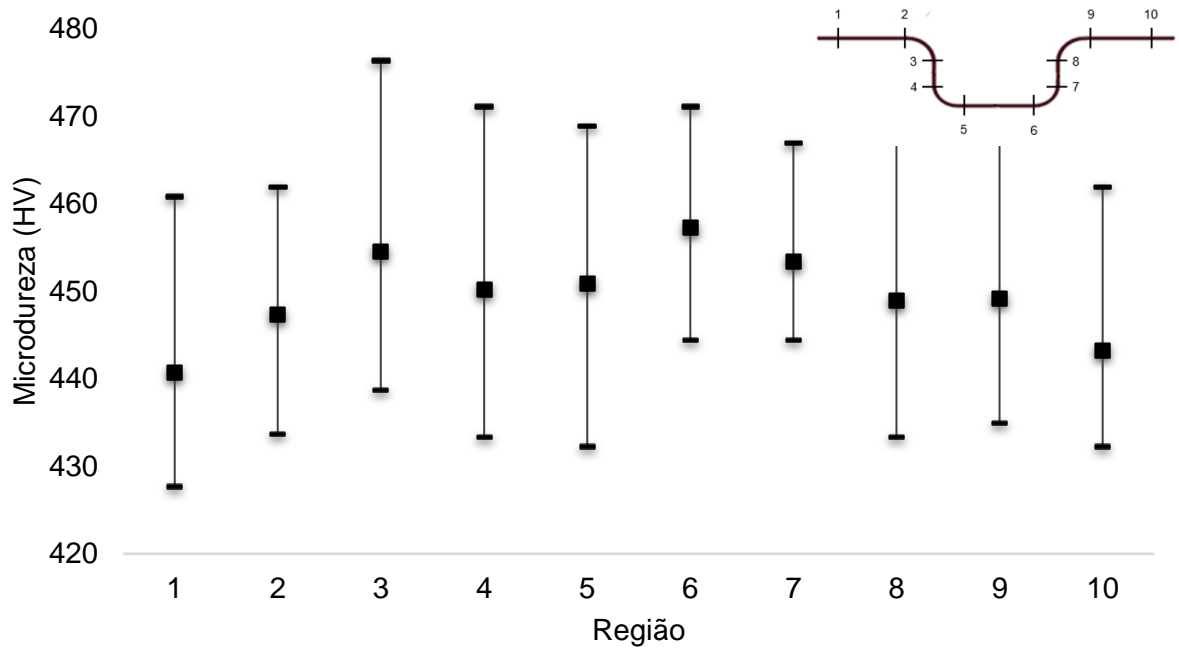


Figura 46 – Média e amplitude das medições de microdureza para as chapas não revestidas aquecidas a 850°C

A figura 47 mostra os valores médios obtidos para cada grupo de amostras. Em todas as temperaturas de aquecimento o material revestido apresentou maior microdureza sendo 52 HV, 39 HV e 18 HV a diferença entre os dois materiais.

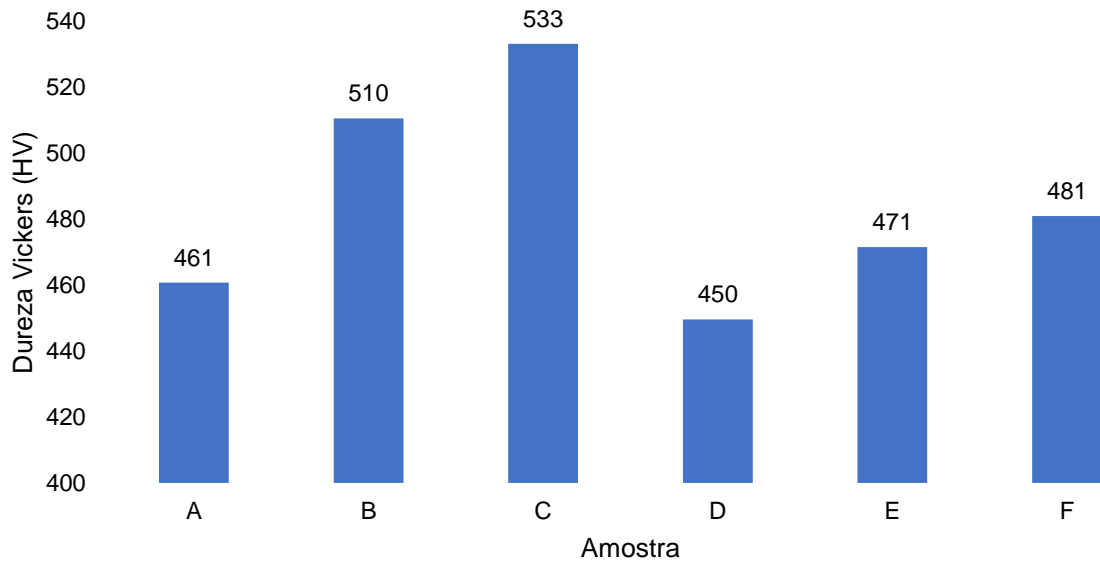


Figura 47 - Média de microdureza cada uma das amostras

4.3 Corrosão

Nessa etapa do trabalho são evidenciados os resultados das análises após os ensaios de corrosão. A tabela 8, produzida pelo autor, designa a severidade do processo corrosivo em cada amostra a partir das imagens macrográficas. Além das imagens também é calculada redução de massa e microdureza após os ensaios de corrosão.

Tabela 8 - Escala utilizada para designar a severidade da corrosão após o teste ECC1.

| Severidade | Descrição |
|------------|---|
| 0 | Amostra inicial |
| 1 | Corrosão pontual - Sem deslocamento |
| 2 | Corrosão pontual - Deslocamento pontual |
| 3 | Corrosão alastrada - Sem deslocamento |
| 4 | Corrosão alastrada - Deslocamento pontual |
| 5 | Corrosão alastrada - Deslocamento severo |

4.3.1 Potencial de circuito aberto

A figura 48 demonstra o gráfico gerado a partir do ensaio de potencial de circuito aberto (OCP). O potencial de passivação para o USIBOR 1500P é mais negativo durante a maior parte do ensaio, o que significa que este terá processo corrosivo mais acentuado pelo método eletroquímico.

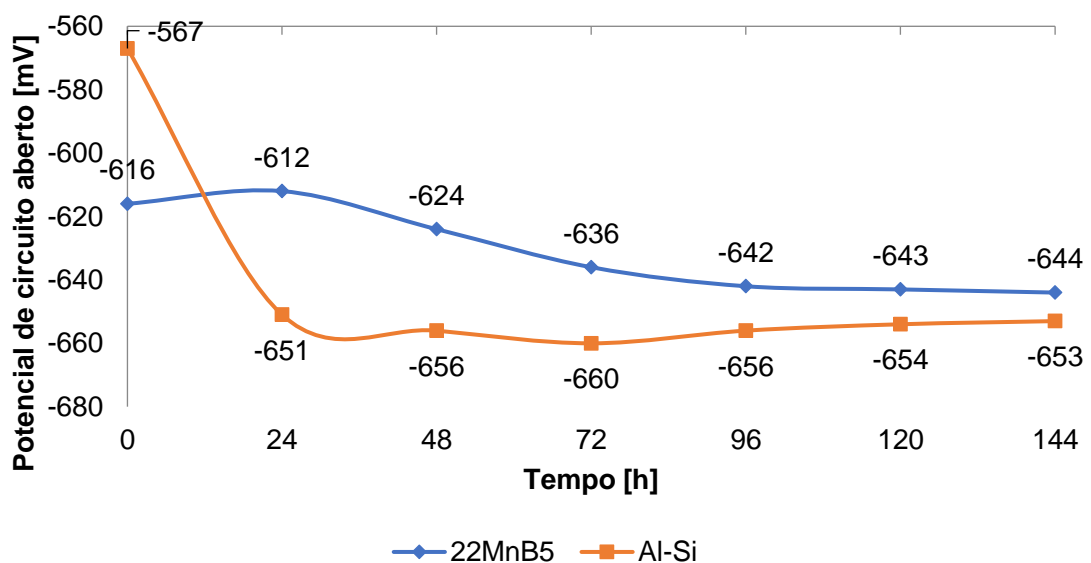


Figura 48 - Valores obtidos de OCP das amostras dos dois materiais

Foram produzidas imagens das amostras após as 144 horas de exposição à solução, é possível visualizá-las na figura 49. A partir de análise visual é possível perceber que houve grande porção de material corroído na amostra aluminizada, provavelmente superior em área àquela presente no aço não revestido. Entretanto houve grande variação entre as amostras, na imagem existem áreas bastante agredidas e em outras apenas a zona de maior contato com o punção, como pode ser visto nos destaques presentes nas imagens.

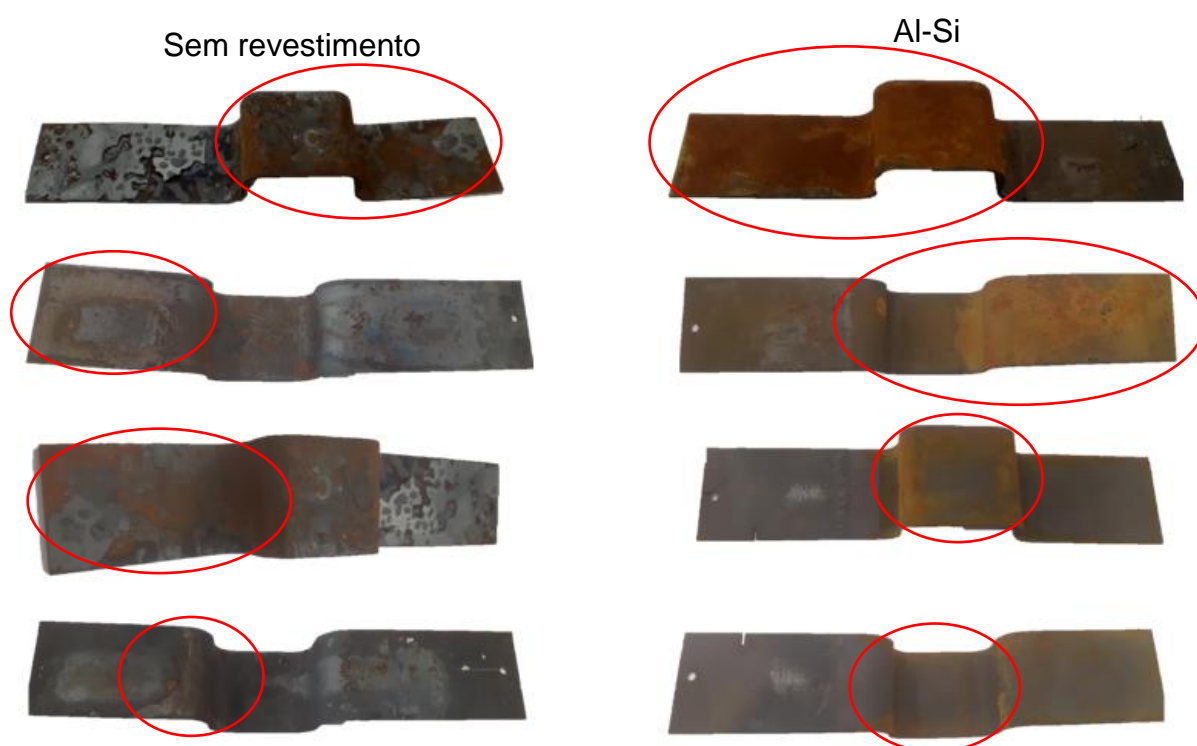


Figura 49 - Imagens das amostras após exposição no ensaio OCP

4.3.2 Ensaio Cíclico de corrosão (ECC1)

As imagens seguintes mostram o conjunto das amostras ensaiadas na câmara de corrosão cíclica segundo a norma D17 2028. Na figura 50 estão as imagens das peças aquecidas até 850°C. Os corpos-de-prova não revestidos mostraram maior ocorrência de óxidos após a estampagem. Pode-se perceber que ao final do primeiro ciclo houve pouca diferença entre essas amostras em relação ao estado inicial, porém a diferença entre o primeiro e o segundo ciclos é muito evidente, visto que a corrosão vermelha atingiu fortemente o material não revestido.

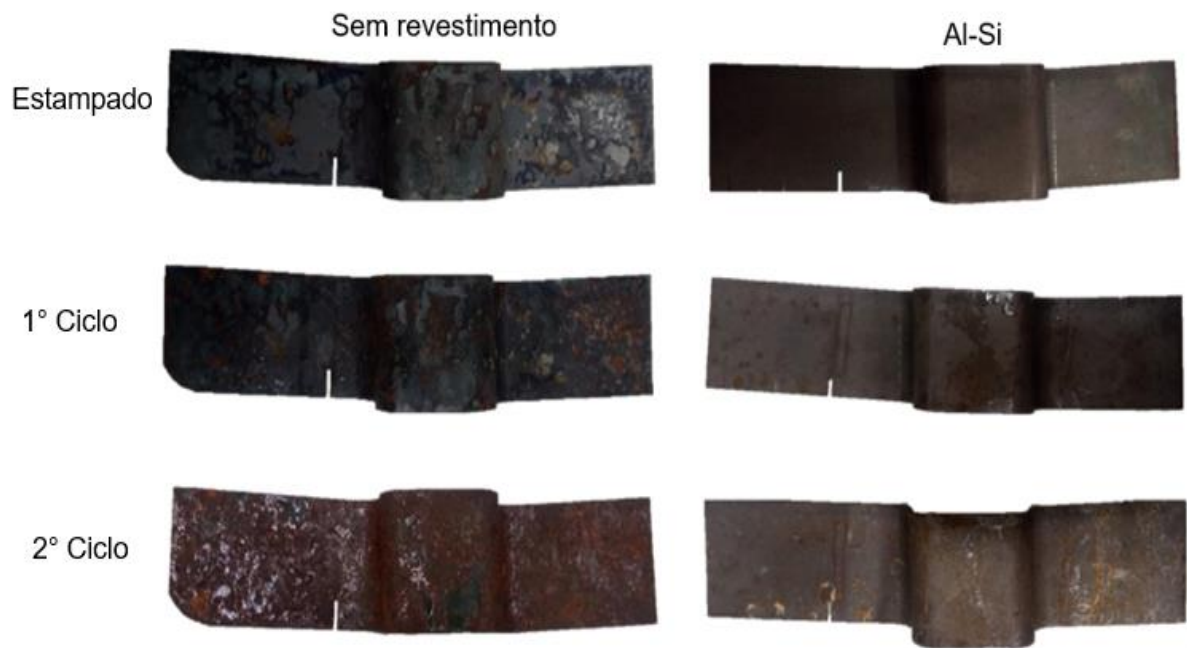


Figura 50 – Amostras de ambos materiais aquecidos até 850°C submetidos aos dois ciclos ECC1.

As figuras 51 e 52 mostram as imagens produzidas a partir das peças com temperatura de austenitização de 950°C e 1050°C, respectivamente. De forma geral a condição superficial não foi alterada significativamente com a elevação da temperatura de austenitização. Ao final do primeiro ciclo de 1440 minutos houve poucas regiões de corrosão extensivas em ambos os materiais, diferente da situação final do ensaio, onde principalmente as amostras sem revestimento foram bastante alastrada em todas as regiões. As amostras revestidas mostraram algum desgaste, entretanto este foi mais pontual, notadamente na região de contato com o punção, nas regiões mais afastadas do centro da peça o processo corrosivo parece ter sido menos agressivo.

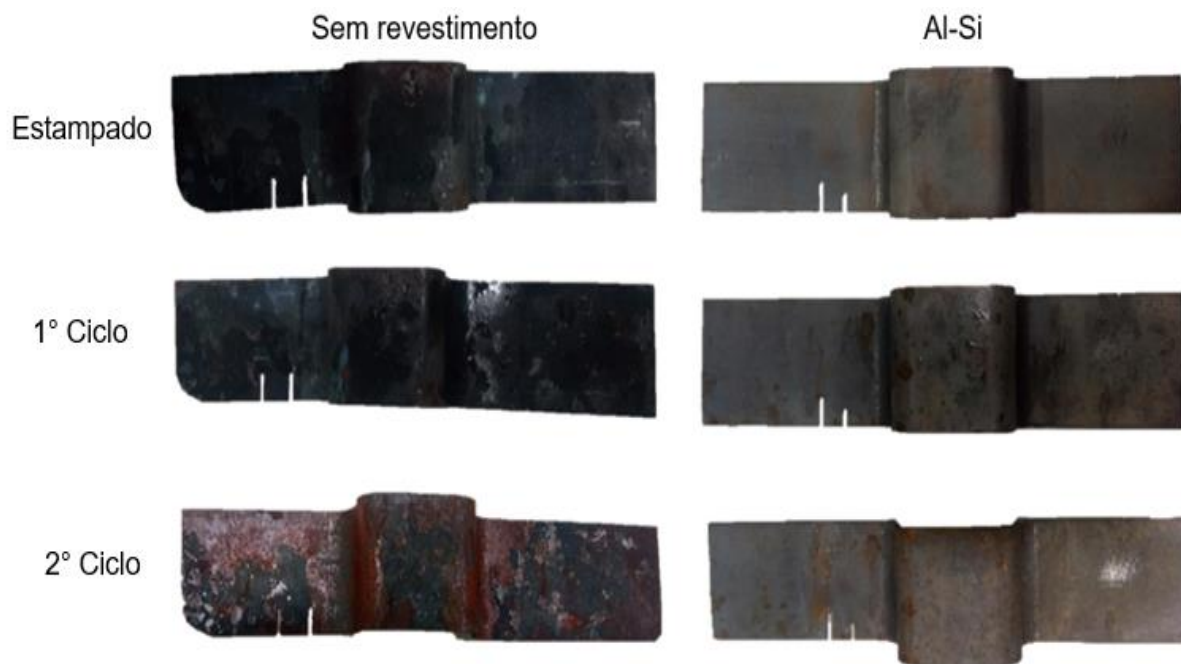


Figura 51 - Amostras de ambos materiais aquecidos até 950°C submetidos aos dois ciclos ECC1.

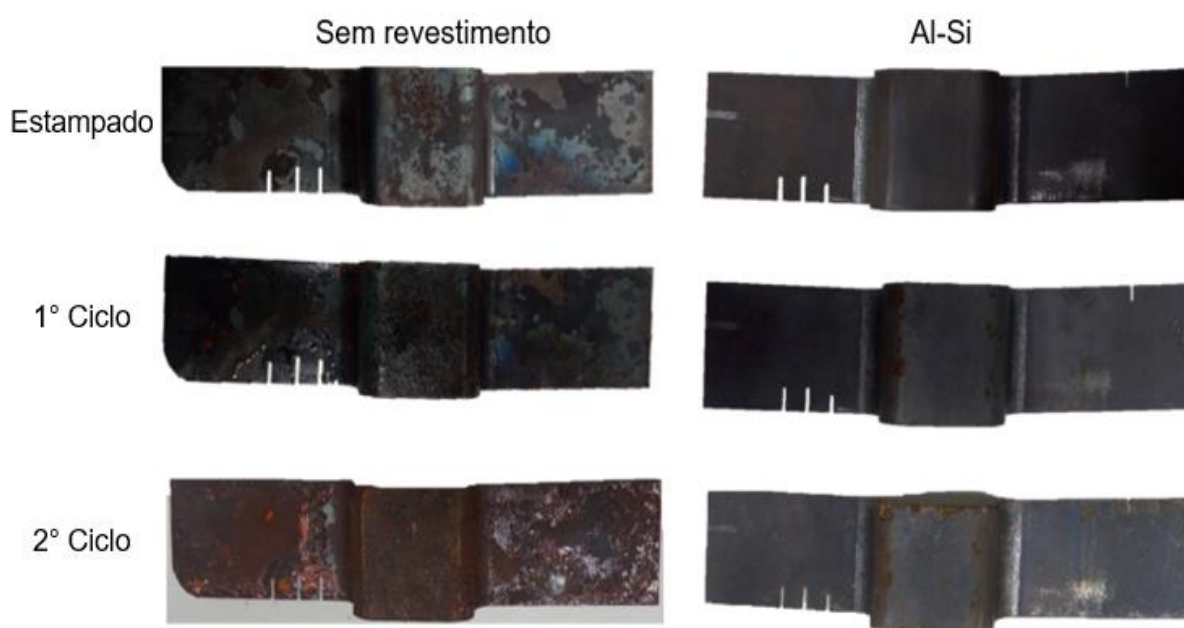


Figura 52 - Amostras de ambos materiais aquecidos até 1050°C submetidos aos dois ciclos ECC1

Com vistas a entender a relação entre os produtos da corrosão em cada etapa do processo foi realizada ainda uma análise de perda de massa. A figura 53 mostra os valores medidos nos ensaios, o erro associado à medição é de 0,002g.

Os corpos-de-prova sem revestimento possuíam 101,75g cada e diminuíram 13,30g, enquanto as amostras revestidas possuíam 108,65g cada e diminuíram 5,03g no total, portanto pode-se afirmar que 72% da massa perdida pelas amostras foi do aço sem revestimento. Também é possível verificar a considerável redução de massa já na etapa de estampagem, dos 13,30g reduzidos nas duas amostras, 5,74g deslocaram na limpeza posterior à estampagem.

Ainda é possível perceber a tendência de redução de massa mais acentuada conforme aumenta a temperatura no forno na etapa de estampagem, aproximadamente 50% da redução nessa etapa ocorreu na temperatura de 1050°C em ambos materiais, esse fenômeno provavelmente está relacionado a menor rugosidade 22MnB5 não revestido rugosidade menor nessa temperatura, tendo em vista a grande porção de camadas superficiais de óxidos deslocada nessa condição.

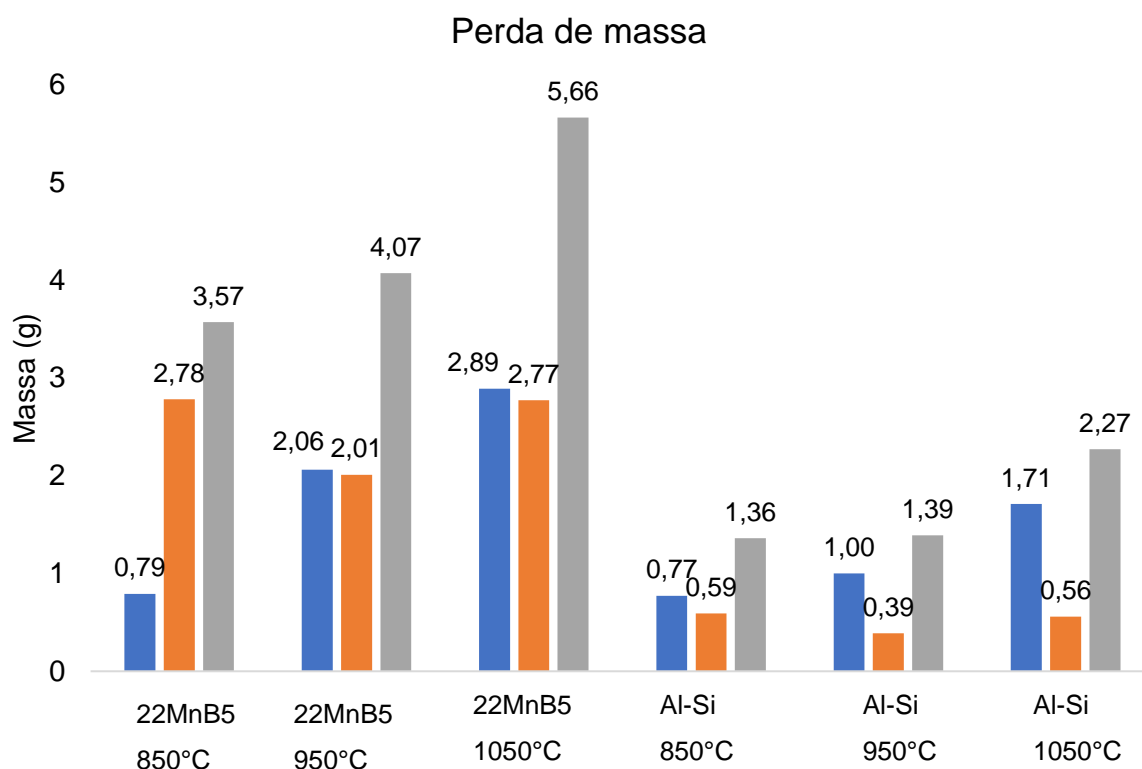


Figura 53 - Redução de massa das amostras expostas ao ciclo ECC1

A figura 54 mostra o percentual de massa reduzido para os dois materiais. A redução no 22MnB5 não revestido alcança 4,4% sendo 2,5% para amostras estampadas e 1,9% para amostras estampadas e corroídas, o percentual obtido pelo material aluminizado foi 1,5% sendo 0,5% para amostras estampadas e 1,0% para amostras estampadas e corroídas. As análises de redução de massa e visual permitem afirmar que a porção reduzida do material revestido com Al-Si foi apenas do revestimento, não atingindo o substrato, por outro lado, as amostras não revestidas reduzem diretamente o substrato.

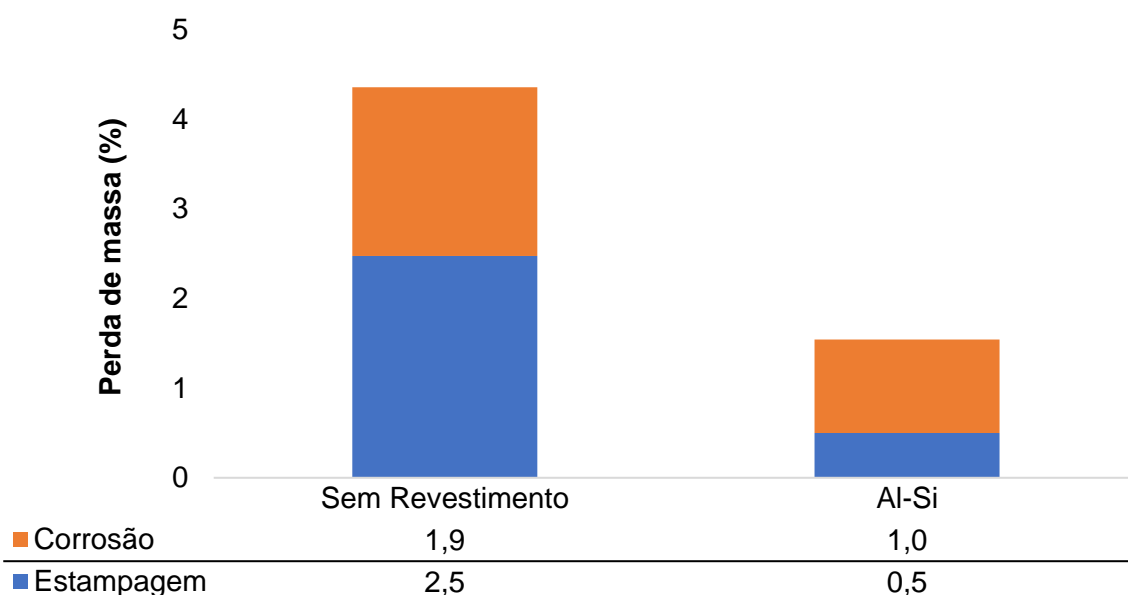


Figura 54 - Percentual de massa reduzido após exposição ao ciclo ECC1

As amostras expostas ao ciclo de corrosão ECC1 também foram avaliadas quanto à microdureza, assim sendo possível estudar se ocorre queda de microdureza e fragilização pela interação eletroquímica entre a solução salina e o substrato do aço 22MnB5. A análise dos valores após a exposição ao ciclo de corrosão ECC1 mostra também a obtenção de maiores valores no material revestido com camada de Al-Si. Os corpos-de-prova aluminizados tiveram resultados variando entre 517 HV e 466 HV, como demonstrdo pela figura 55.

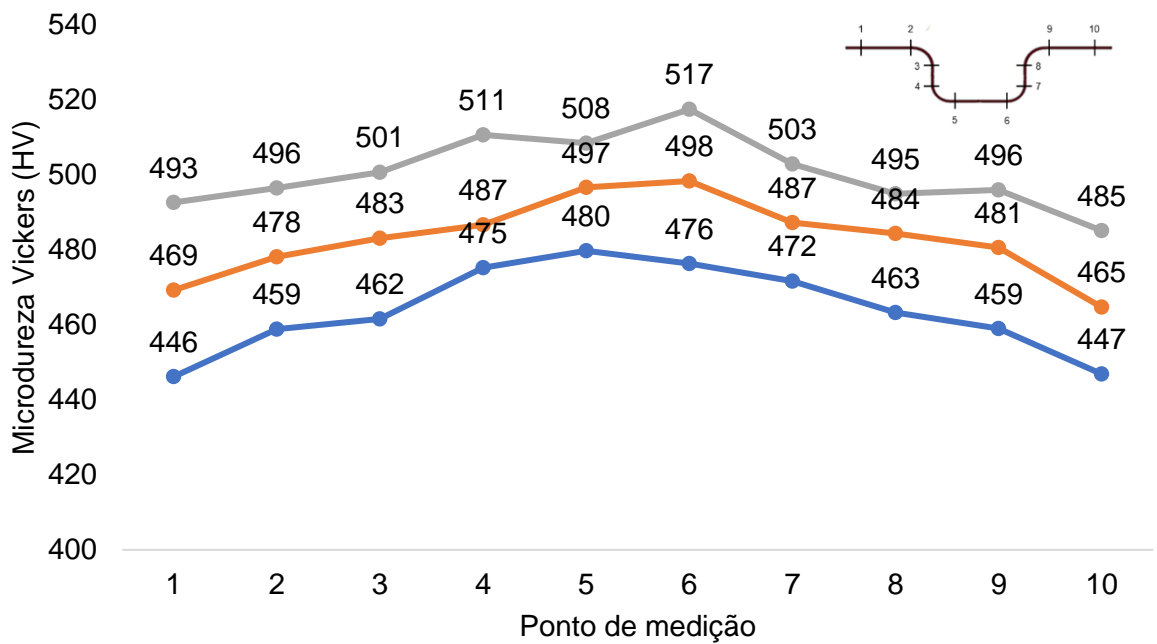


Figura 55 - Valores obtidos de microdureza do material revestido após o ciclo de corrosão.

As amostras não revestidas variaram entre 486 HV e 431 HV, a diferença entre os valores das duas temperaturas mais elevadas de aquecimento diminuiu, como resultado disso em grande parte dos pontos de medição o desvio padrão, 15 HV, foi superior a distância entre a curva das amostras, como pode-se visualizar a figura 56.

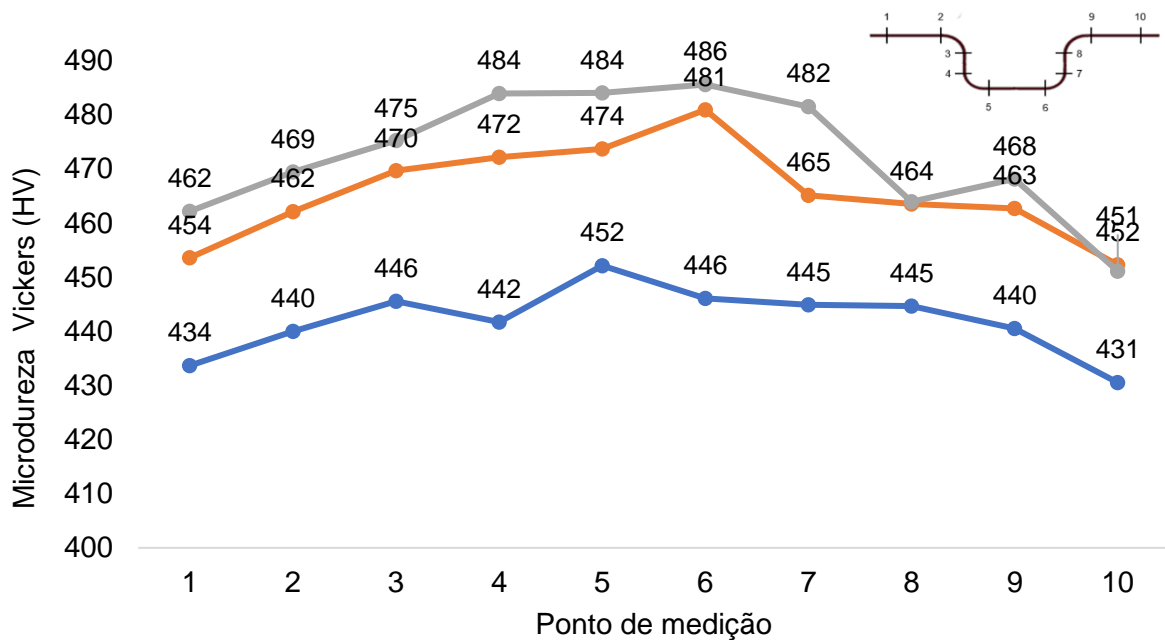


Figura 56 - Valores obtidos no ensaio de microdureza para o material não revestido após o ciclo de corrosão.

4.4 Avaliação do revestimento

Com a utilização de equipamento de microscopia eletrônica de varredura e óptica realizou-se a análise de alguns pontos do revestimento e do substrato para entender se houve, em algum caso, retirada completa do revestimento havendo diminuição da massa do substrato, por isso foram avaliados tanto amostras após a estampagem quanto após o ciclo de corrosão, ECC1. Foram realizadas também análises de espectrometria por energia dispersiva tanto do substrato, para ambos os materiais, quanto do revestimento, no caso do USIBOR 1500P, em cada condição de aquecimento.

As análises de espectrometria por energia dispersiva (EDS) estão demonstradas nas figuras 57, 58 e 59, em todas elas (a) representa o material estampado e (b) após exposição ao ciclo ECC1. As imagens mostram os resultados, respectivamente, do material sem revestimento, material revestido na região do substrato e por fim, material revestido na região do revestimento. De forma geral, não houve espectro de nenhum elemento diferente do esperado, houve pequena variação nos elementos contituíntes em cada condição e foi possível, ainda, verificar a presença do revestimento independente do estágio analisado.

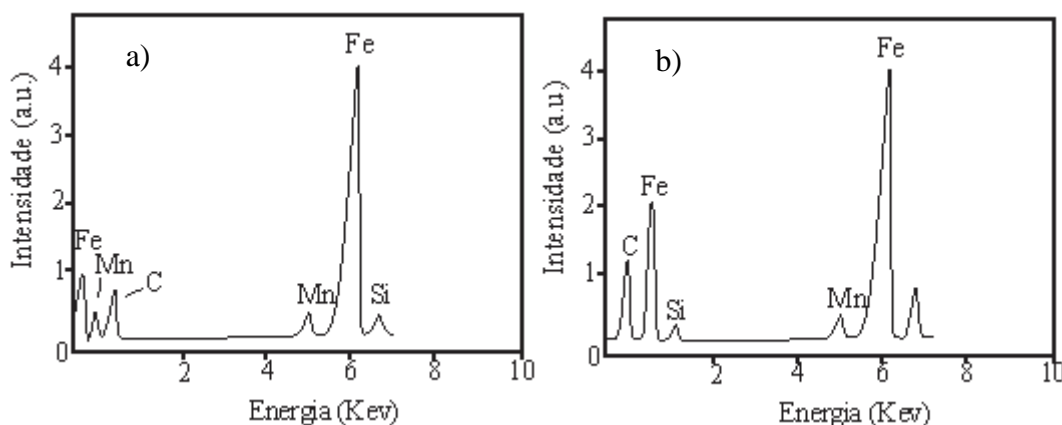


Figura 57 – Análise de EDS do material sem revestimento, em a) estampado e b) corroído.

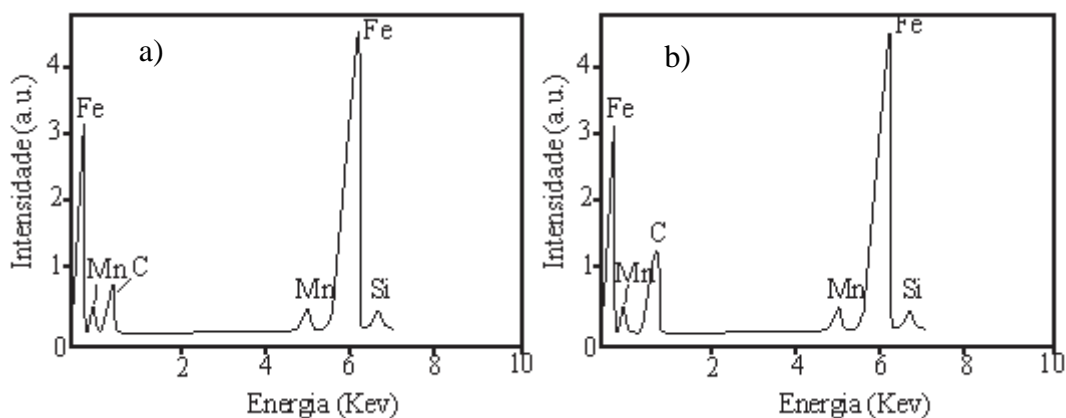


Figura 58 – Análise de EDS do material revestido na região do substrato, a) estampado e b) corroído.

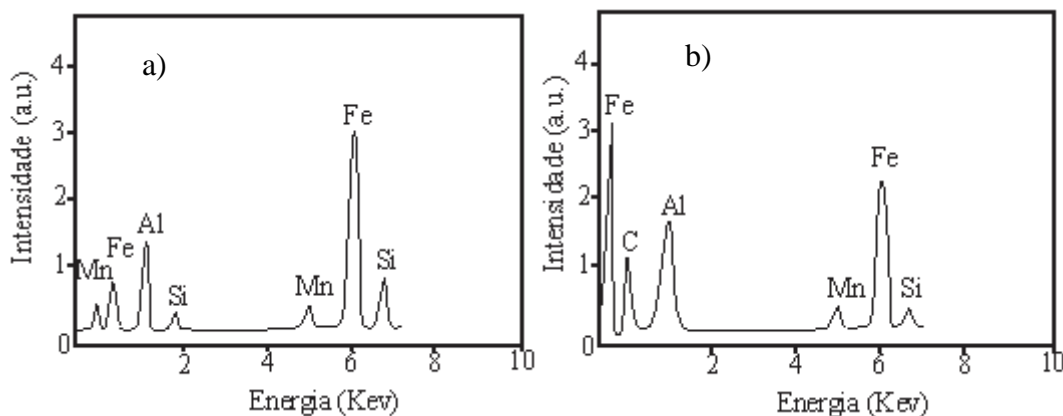


Figura 59 – Análise de EDS do material revestido na região do revestimento, em a) estampado e b) corroído.

As microscopias eletrônicas estão nas figuras 60 e 61, em (a) as amostras apenas estampadas e em (b) estampadas e corroídas. A primeira figura mostra as amostras estampadas aquecidas até 850°C enquanto na segunda foram aquecidas até 1050°C, em ambas a região de análise é onde há maior contato entre o punção e a peça. Inicialmente é possível verificar que independente da temperatura e da condição, estampado ou corroído, não houve remoção completa de revestimento.

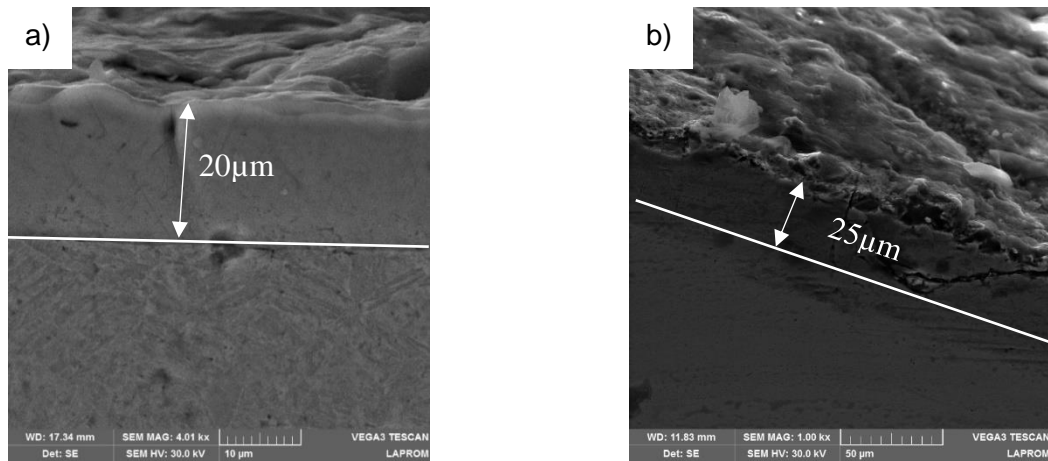


Figura 60- Imagens de MEV do 22MnB5 aluminizado aquecido até 850°C. Em (a) estampado com 4000x de ampliação, em (b) estampado e corroído com 1000x de ampliação.

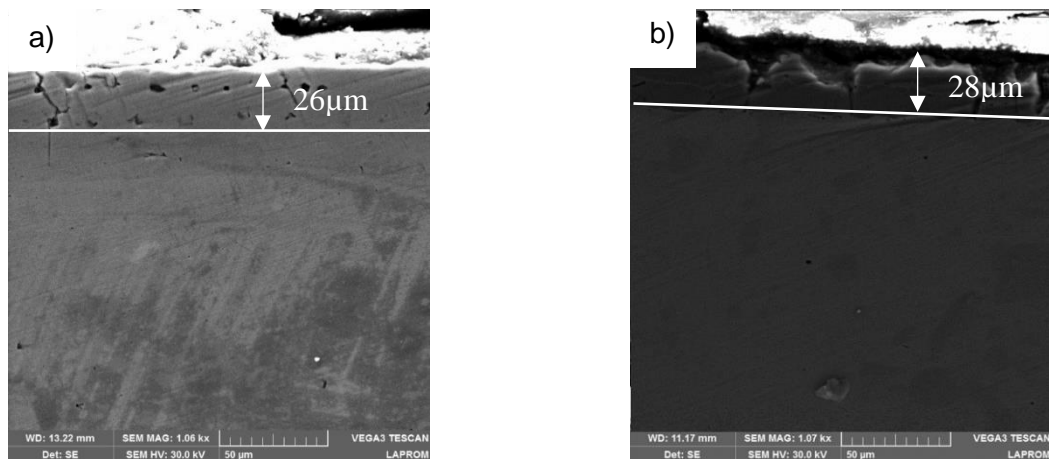


Figura 61 - Imagens de MEV do 22MnB5 aluminizado aquecido até 1050°C. Em (a) estampado, em (b) estampado e corroído ambos com 1000x de ampliação.

As figuras 62 e 63 mostram os imagens micrográficas da região de maior contato com o punção, na primeira têm-se a amostra estampado enquanto na segunda uma amostra estampada e corroída. As imagens estão divididas de acordo com as temperaturas de austenitização em: a) 850°C, b) 950°C e c) 1050°C.

Em ambas imagens é possível perceber a existência do revestimento, no entanto a espessura ainda existente em cada condição varia bastante. É possível também verificar que a camada em média diminui conforme aumenta a temperatura de austenitização, na amostra apenas estampada (figura 62) a camada restante aparenta estar íntegra e variando entre 15 μm e 12 μm. Nas duas temperaturas mais elevadas são bastante visíveis regiões de fratura e possíveis deslocamentos, nos dois casos o mínimo de espessura restante foi 5μm.

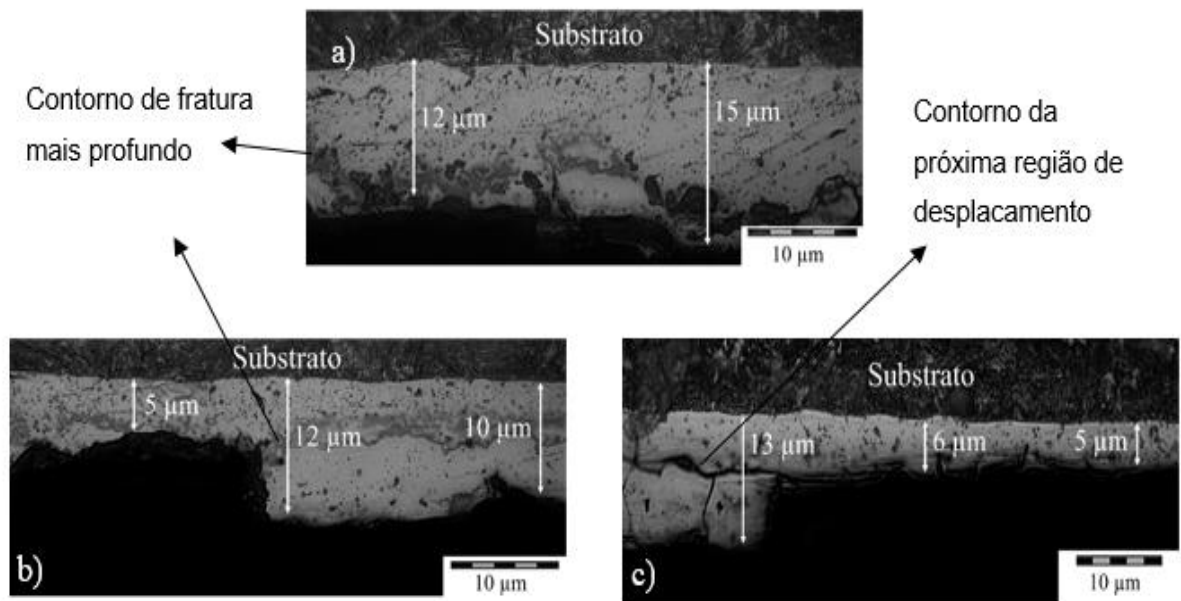


Figura 62 - Microscopia óptica das amostras estampadas aquecidas há: a) 850°C, b) 950°C e c) 1050°C.

Nas amostras estampadas e corroídas, figura 63, a espessura final também diminuiu conforme aumentou-se a temperatura de austenitização, da mesma forma ocorrendo com os valores finais da camada de revestimento. Na figura 63b é possível visualizar uma fratura de grande extensão e de profundidade acentuada na direção da espessura, porém não há deslocamento completo. A figura 63c que mostra a imagem aquecida até 1050°C possui fraturas em três regiões, ambas iniciam-se na interface entre o substrato e revestimento e estendem-se até a superfície que nessa amostra está entre 4μm e 6μm distante do material base.

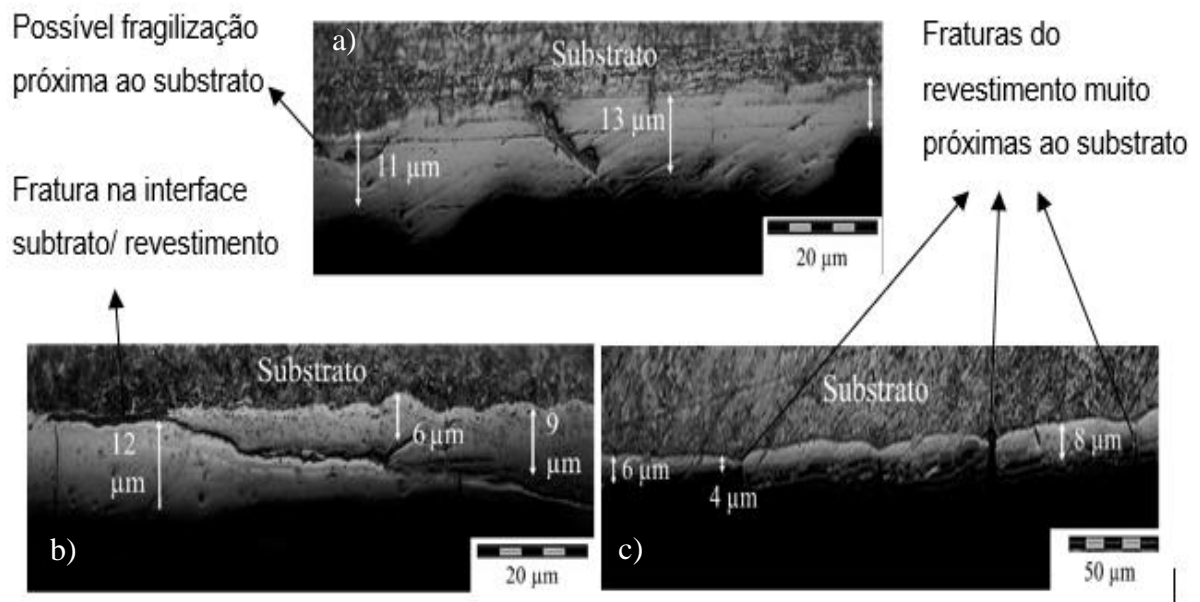


Figura 63 - Microscopia óptica das amostras corroídas aquecidas há: a) 850°C, b) 950°C e c) 1050°C.

4.5 Ensaios experimentais

A força de estampagem e a transferência térmica entre peça e matriz foram avaliadas nos ensaios experimentais, os resultados estão mostrados abaixo e posteriormente comparados com a simulação numérica.

4.5.1 Transferência térmica entre a peça e a matriz

A transferência térmica entre peça e matriz foi avaliada com os dados experimentais do processo de estampagem a quente a partir dos termopares inseridos nas furações da matriz, prensa chapas e punção. A figura 64 mostra a evolução da temperatura verificada durante o processo com as amostras de 22MnB5 sem revestimento, o tempo para atingir o valor máximo foi bastante similar nas três temperaturas de aquecimento das amostras.

O pico de temperatura na matriz ocorreu cerca de 20 segundos após início do processo de conformação. Por conta dos canais de refrigeração houve neutralização da transferência térmica, em cerca de 40 segundos havia ocorrido redução considerável na temperatura da matriz inferior. Após esse período, em ambas temperaturas de austenitização, o valor medido foi próximo a 30°C enquanto os picos atingiram 79°C, 67°C e 57°C, respectivamente.

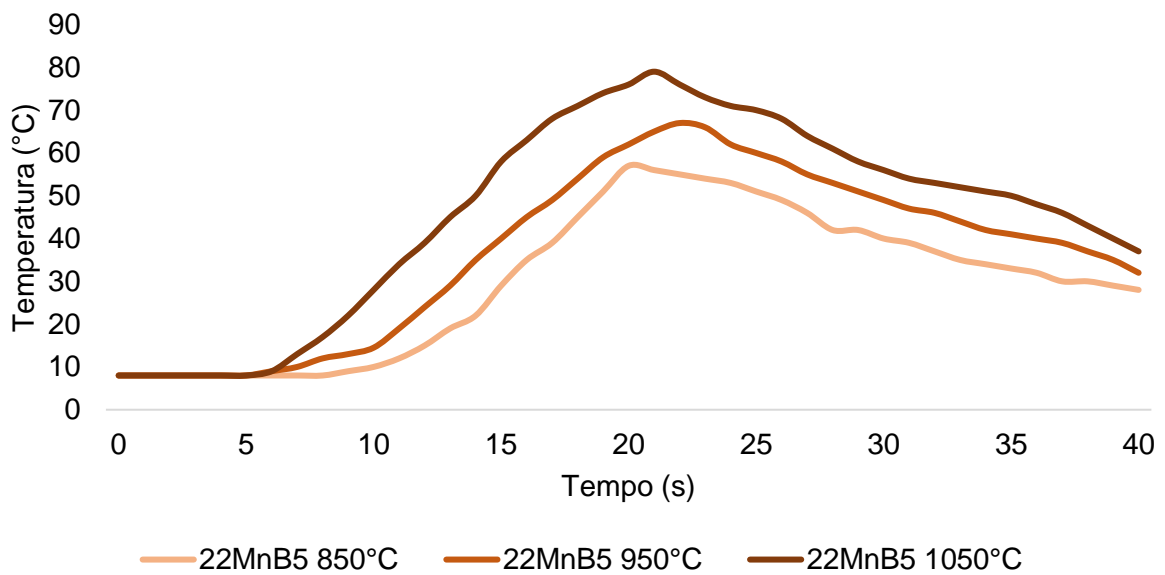


Figura 64 – Temperatura da matriz durante o processo com amostras 22MnB5 sem revestimento.

As curvas de aquecimento das matrizes utilizadas no processo para as amostras revestidas estão na figura 65. O principal ponto divergente desse ensaio em comparação com aquele realizado com o material sem revestimento foi o fato das amostras aquecidas nas temperaturas de 850°C e 950°C atingirem o pico de temperatura após 25 segundos do início do processo. No restante as curvas são bastante similares entre si, tanto quanto ao comportamento quanto dos valores finais, ou seja, após escoamento da água resfriada nos dutos das matrizes.

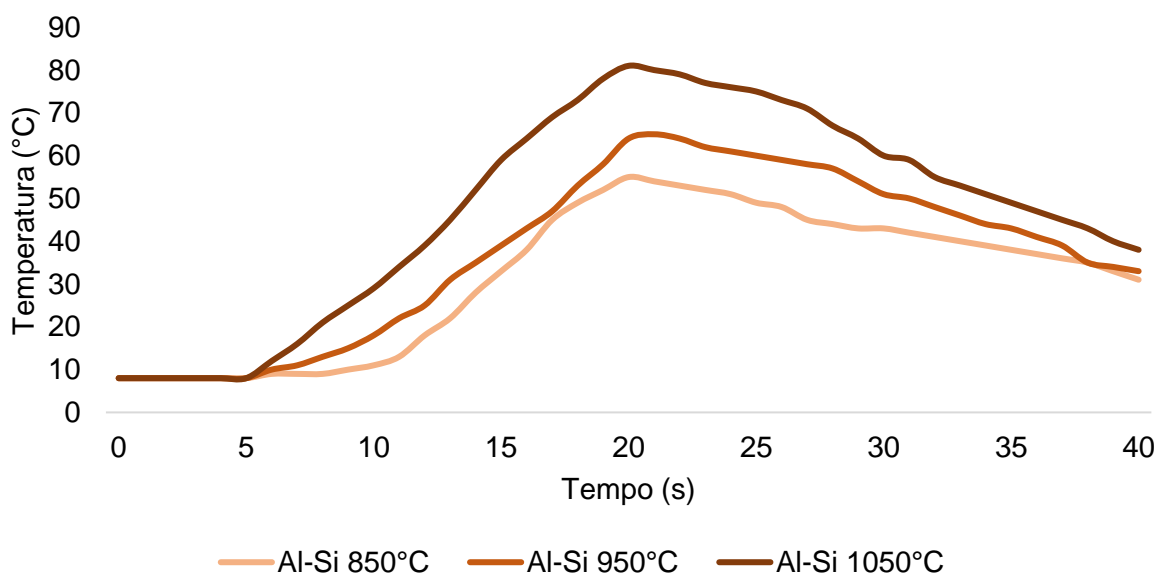


Figura 65 - Temperatura da matriz durante o processo com amostras de material revestido.

4.5.2 Força de Estampagem

A força de estampagem foi medida em função da profundidade do processo em milímetros. Os gráficos estão segmentados por material nas três temperaturas de aquecimento, na figura 66 estão os valores obtidos para o material sem revestimento nas três temperaturas de aquecimento da geratriz.

A partir da análise dos dados é possível verificar que as curvas são bastante similares, de forma geral mantêm-se a tendência. Ao final do processo ocorre crescimento da força em todas as condições, ou seja, quando têm-se 28 mm de profundidade, no entanto os valores máximos diminuem conforme aumenta a temperatura de aquecimento e são, respectivamente, 8,0 kN, 7,8 kN e 7,2 kN.

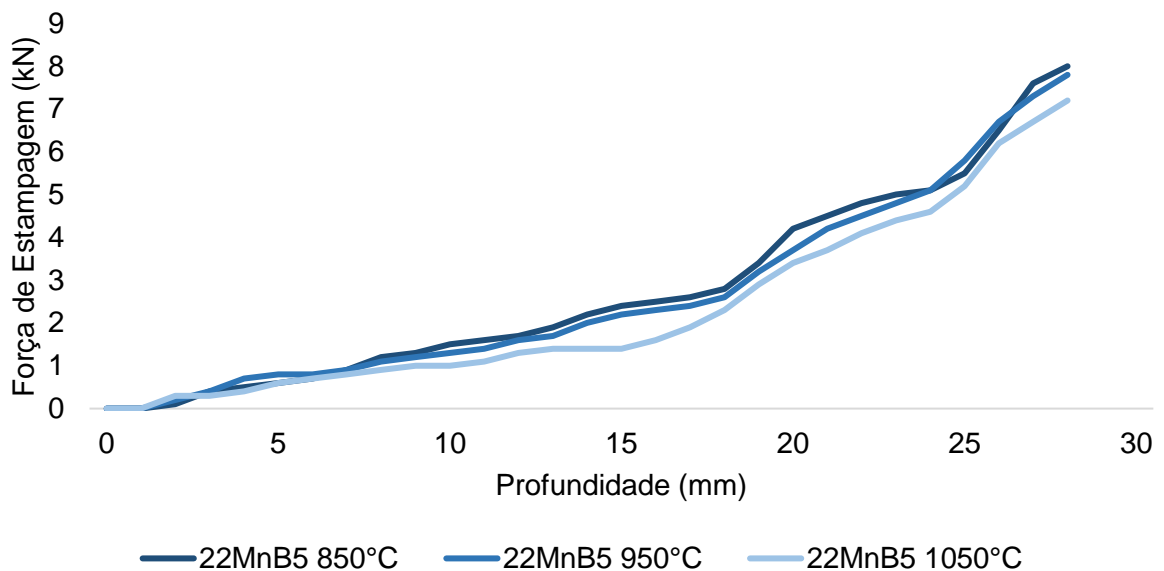


Figura 66 - Curva de força de estampagem para o 22MnB5 sem revestimento nas três temperaturas de austenitização.

A evolução dos valores das amostras de USIBOR estão na figura 67 e apresentam a mesma tendência para as três temperaturas assim como na amostras não revestidas. De forma geral o material aluminizado apresenta valores mais baixos de força em comparação com o 22MnB5, mesmo que bastante próximos. Os índices máximos foram: 7,6 kN, 7,4 kN e 7,1 kN para as temperaturas de 850°C, 950°C e 1050°C, respectivamente.

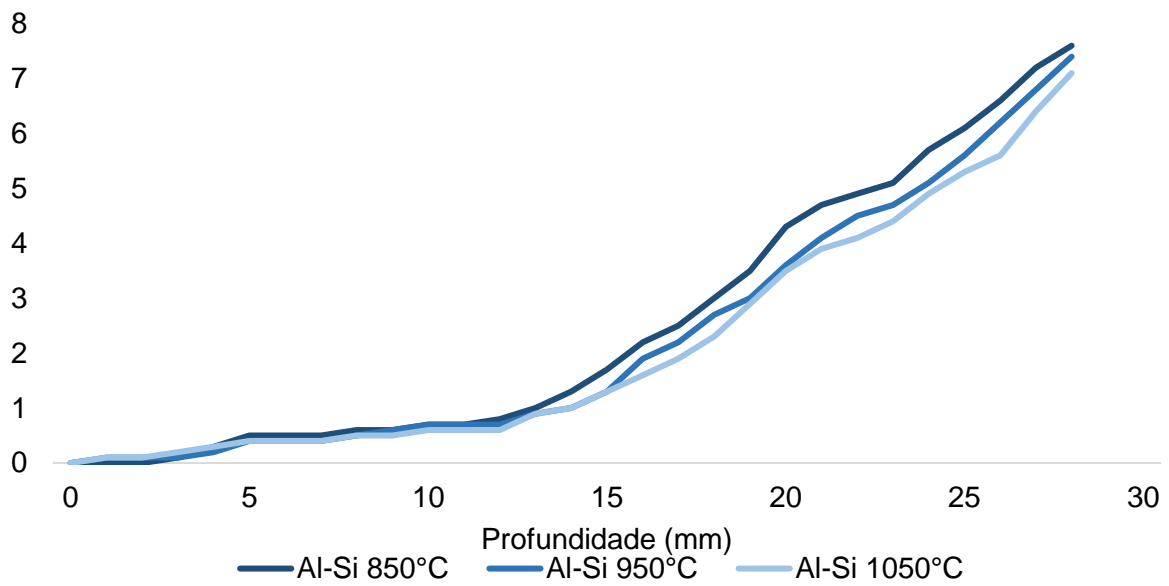
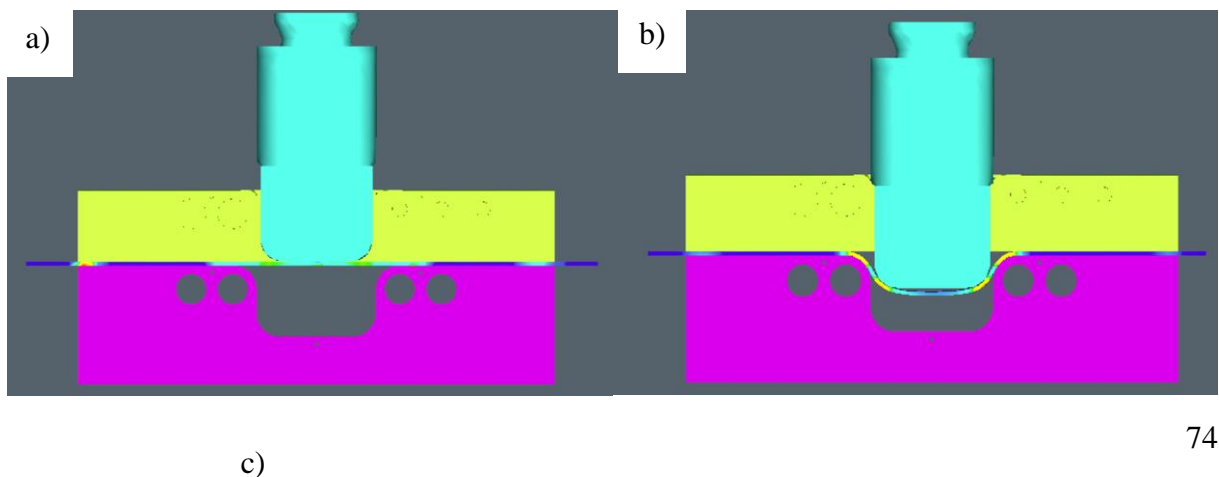


Figura 67 - Curva de força de estampagem para o USIBOR nas três temperaturas de austenitização.

4.6 Simulação Computacional

A simulação computacional também gerou resultados quanto a temperatura nas matrizes e força de estampagem para comparação com os ensaios experimentais. A figura 68 mostra as principais etapas do processo de estampagem, em a) fechamento do prensa-chapas, b) metade da conformação e c) final da conformação. Na simulação computacional foi criada uma etapa de resfriamento na simulação com período de 10s, tempo este que representa a queda de temperatura na saída do forno e com tato com a tenaz.



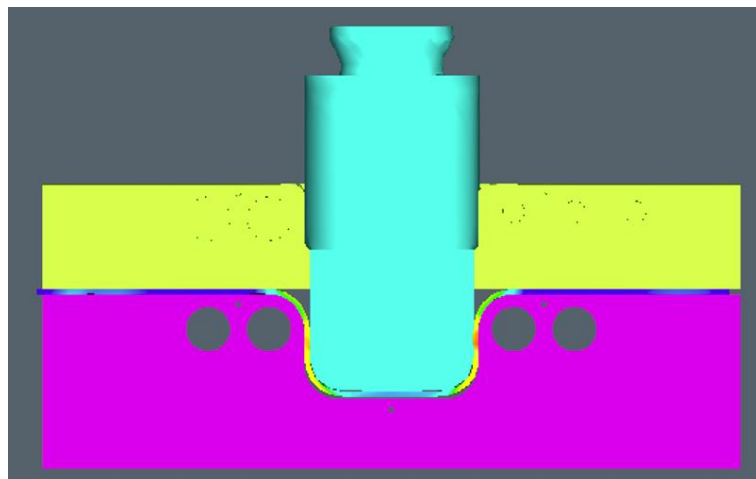


Figura 68 - Principais momentos da estampagem a quente com a evolução da deformação na chapa

4.6.1 Transferência térmica entre a peça e a matriz

A figura 69 mostra uma imagem do processo de estampagem e a dissipação térmica da chapa aquecida para os componentes do sistema (prensa-chapas e punção) como exemplo das avaliações realizadas. Já a figura 70 mostra a evolução dos valores de temperatura da matriz, prensa-chapas e punção obtidos na simulação com temperatura de austenitização de 850°C.

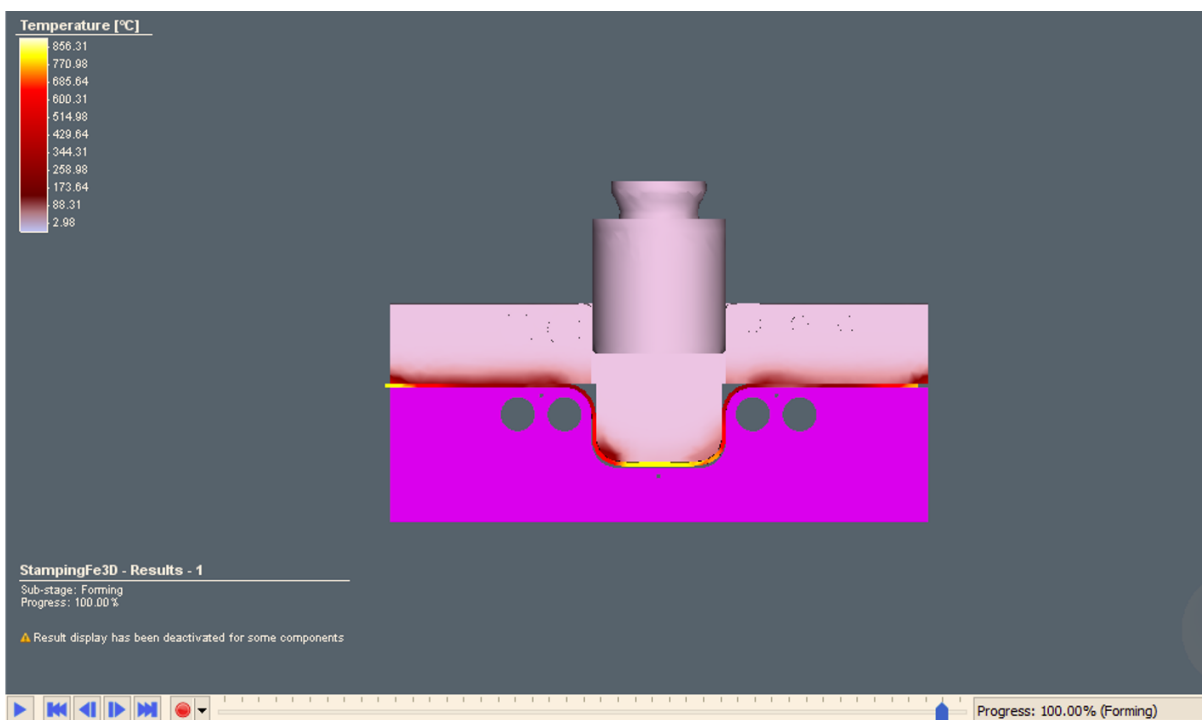


Figura 69 – Dissipação de calor nas ferramentas na simulação

A maior temperatura nos componentes do sistema ocorreu entre 15s e 20s após início do contato com a peça aquecida. O punção obteve as maiores temperaturas e mais lenta diminuição de calor, fato esperado tendo em vista não haver canais de refrigeração instalado. O prensa chapas e a matriz inferior obtiveram valores muito próximos durante todo o ensaio, sendo cerca de 60°C no pico e 30°C passados 40 segundos.

As figuras 71 e 72 mostram o mesmo cenário para as amostras aquecidas até 950°C e 1050°C, respectivamente. De forma geral o comportamento térmico foi bastante similar em ambos, ou seja, o punção foi o componente com maior temperatura, assim como os valores de pico e ao final do ensaio foram similares.

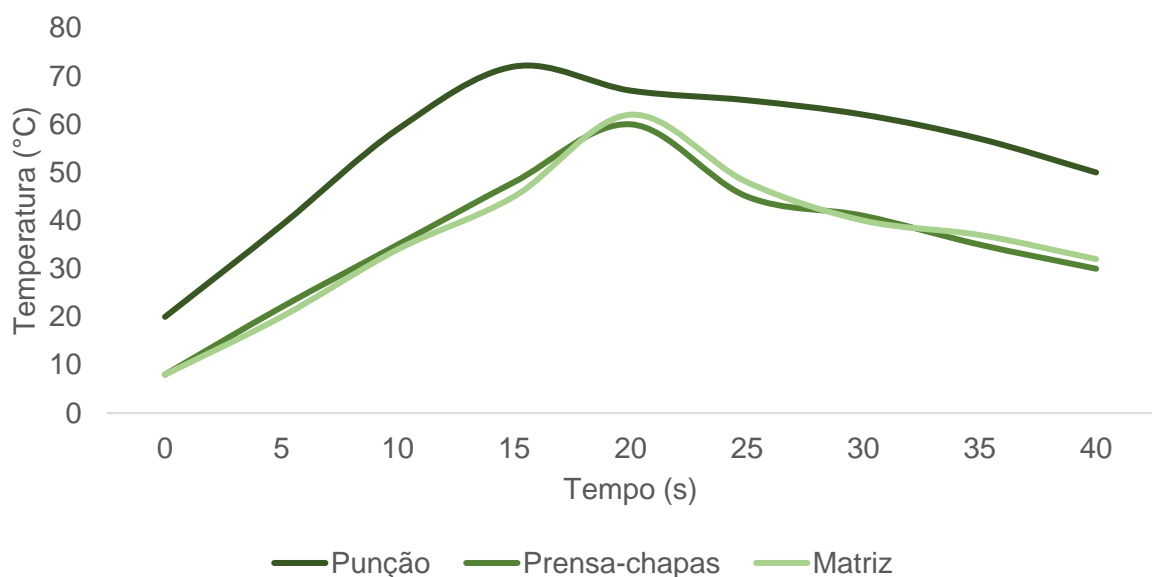


Figura 70 – Evolução da temperatura no sistema durante o processo de estampagem a quente com amostras aquecidas a 850°C.

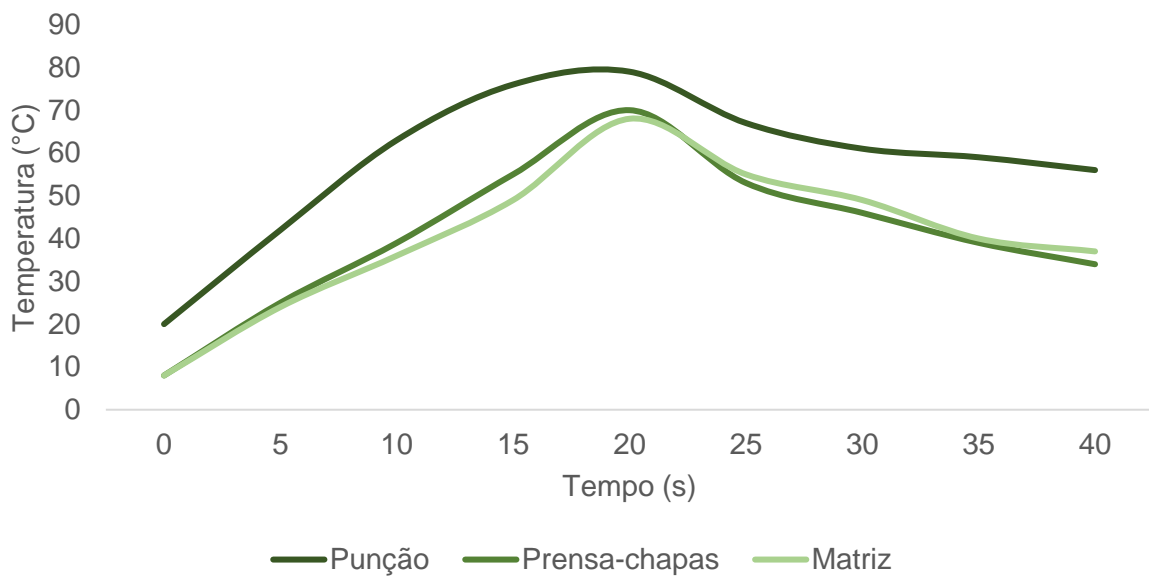


Figura 71 - Evolução da temperatura no sistema durante o processo de estampagem a quente com amostras aquecidas a 950°C.

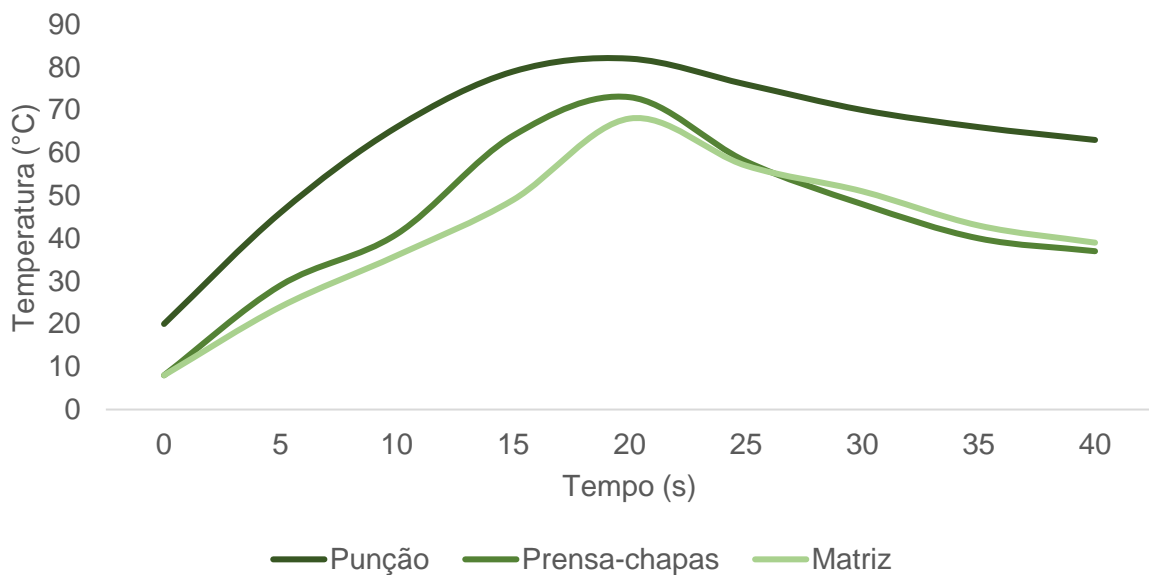


Figura 72 - Evolução da temperatura no sistema durante o processo de estampagem a quente com amostras aquecidas a 1050°C.

A comparação dos resultados da medição da temperatura na matriz inferior para os dois tipos de amostras e para a simulação do 22MnB5 sem revestimento está nas figuras 73, 74 e 75. De forma geral o comportamento da análise virtual foi diferente dos resultados experimentais nos primeiro 20 segundos de processo, tendo em vista ter havido crescimento mais rápido na temperatura na primeira, após esse período os valores foram bastante similares.

A figura 75, que tem os dados para o aquecimento de 1050°C da geratriz, é a única em que o pico dos resultados experimentais é superior em comparação com aqueles obtidos na simulação numérica, sendo 81°C para o material revestido e 76°C na análise virtual. Apesar de algumas diferenças pontuais os valores foram similares em todas as condições.

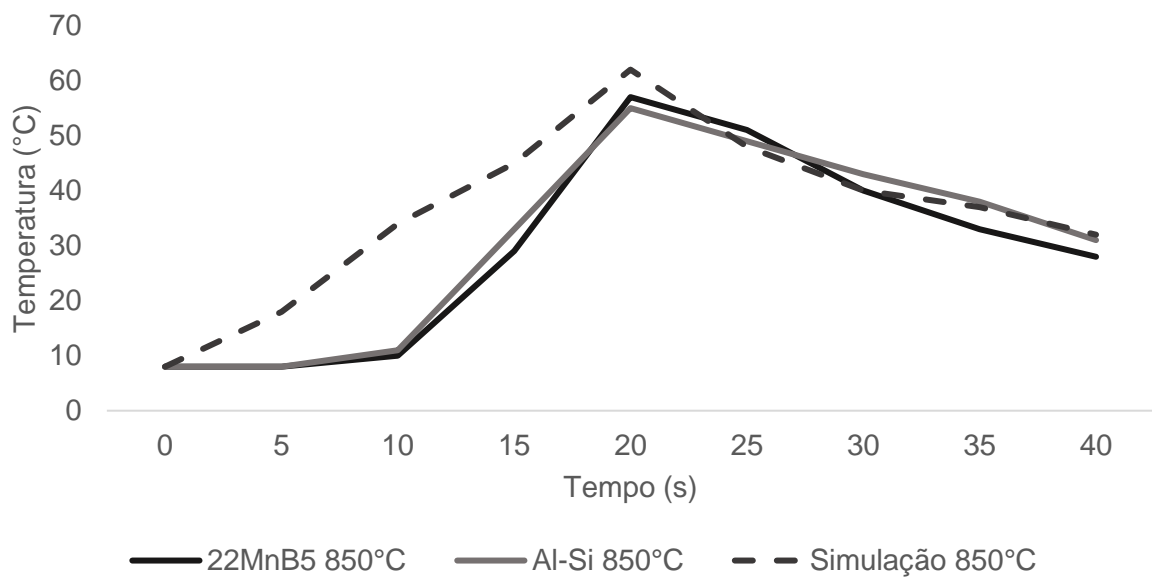


Figura 73 – Gráfico comparativo da evolução da temperatura das matrizes inferiores entre os dois materiais e a simulação com temperatura de austenitização de 850°C.

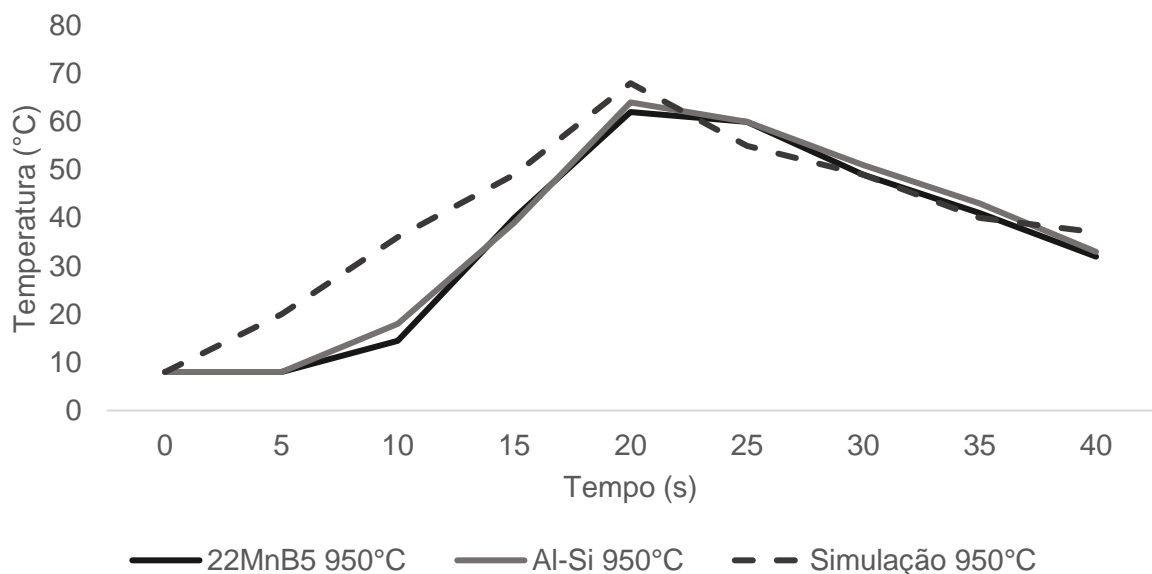


Figura 74 - Gráfico comparativo da evolução da temperatura das matrizes inferiores entre os dois materiais e a simulação com temperatura de austenitização de 950°C.

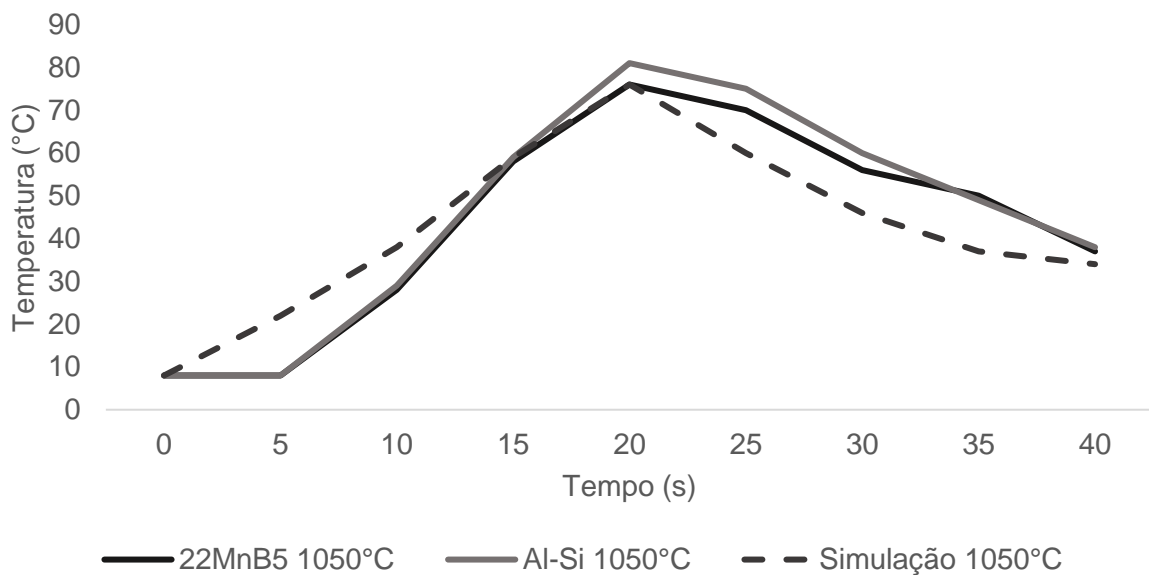


Figura 75 - Gráfico comparativo da evolução da temperatura das matrizes inferiores entre os dois materiais e a simulação com temperatura de austenitização de 1050°C.

4.6.2 Força de Estampagem

As curvas de força de estampagem, em kN, obtidos na simulação para as três temperaturas de aquecimento estão na figura 76. O comportamento dessas foi bastante similar e a força diminuiu conforme aumentou a temperatura de austenitização da geratriz. A força após o processo de estampagem completo, ou seja, com 28 mm de avanço do punção foi 6,9 kN, 6,3 kN e 5,9 kN para as três temperaturas, respectivamente, que são valores de igual grandeza.

A figura 77 traz as curvas de força das amostras do ensaio experimental e da simulação para a temperatura de austenitização de 850°C. A curva para a simulação permaneceu aproximadamente 1 kN acima em comparação com os valores do ensaio experimental até cerca de 20 mm de profundidade. No entanto ao final os valores dos ensaios ficaram acima do simulado, mesmo que a diferença tenha sido pouco significativa entre as curvas.

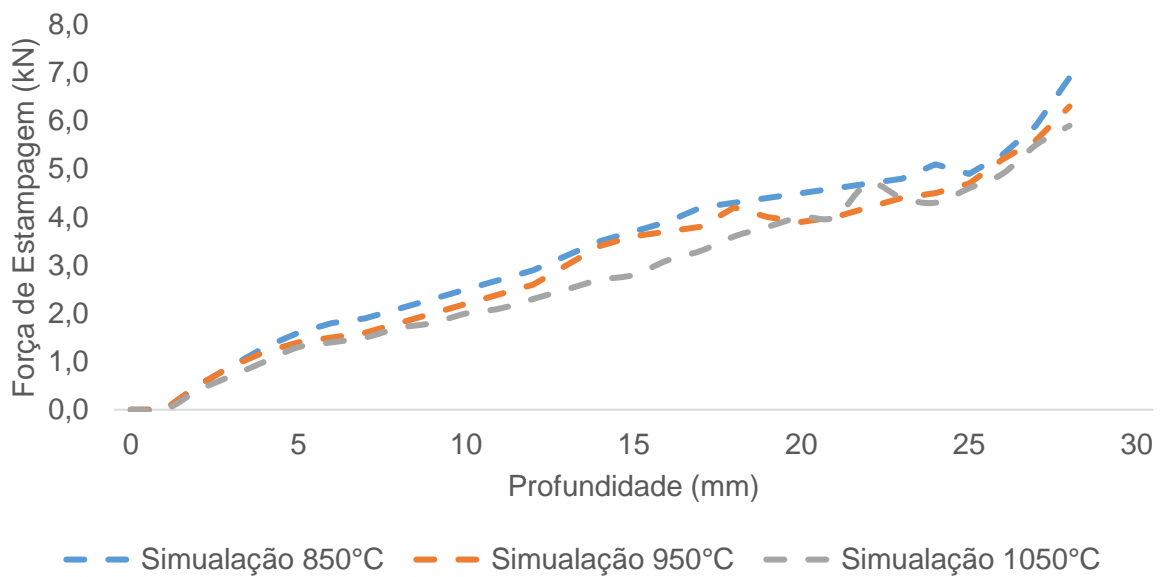


Figura 76 – Evolução da força de estampagem na simulação numérica nas três temperaturas de aquecimento.

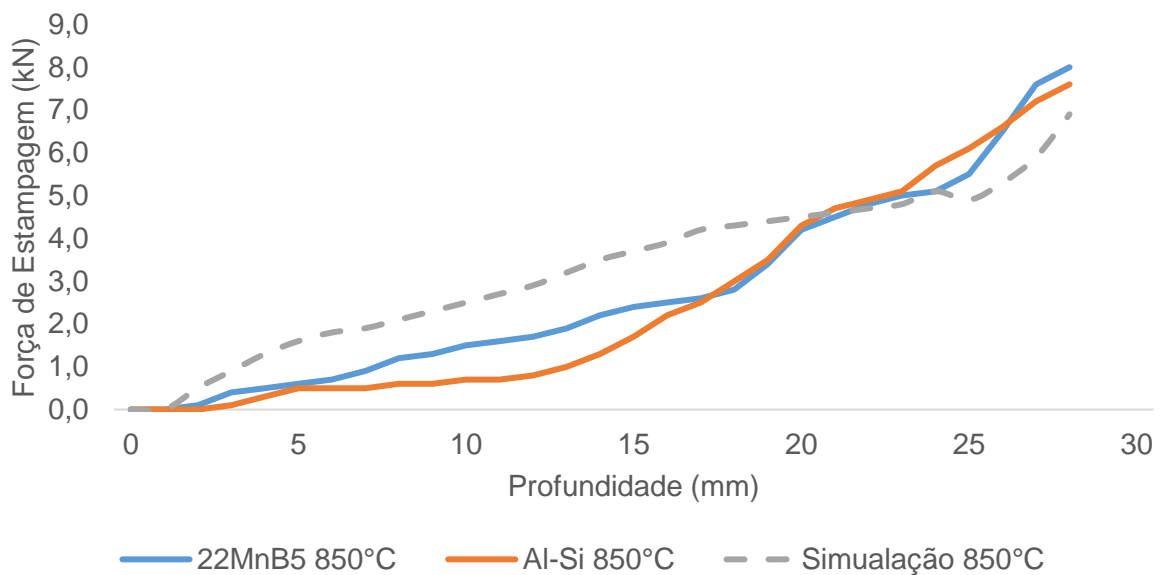


Figura 77 - Comparação dos valores de força de estampagem do ensaio experimental e da simulação numérica para a temperatura de aquecimento de 850°C.

Nas figura 78 e 79 têm-se as curvas da força de estampagem para as temperaturas de 950°C e 1050°C, respectivamente. De forma geral o comportamento foi bastante similar com a avaliação da menor temperatura de austenitização. Em todas as amostras a simulação manteve a maior força até os 20 mm de avanço do punção, após isto o 22MnB5 sem revestimento esteve no maior valor, seguido pelo 22MnB5 revestido e por fim a curva advinda da simulação.

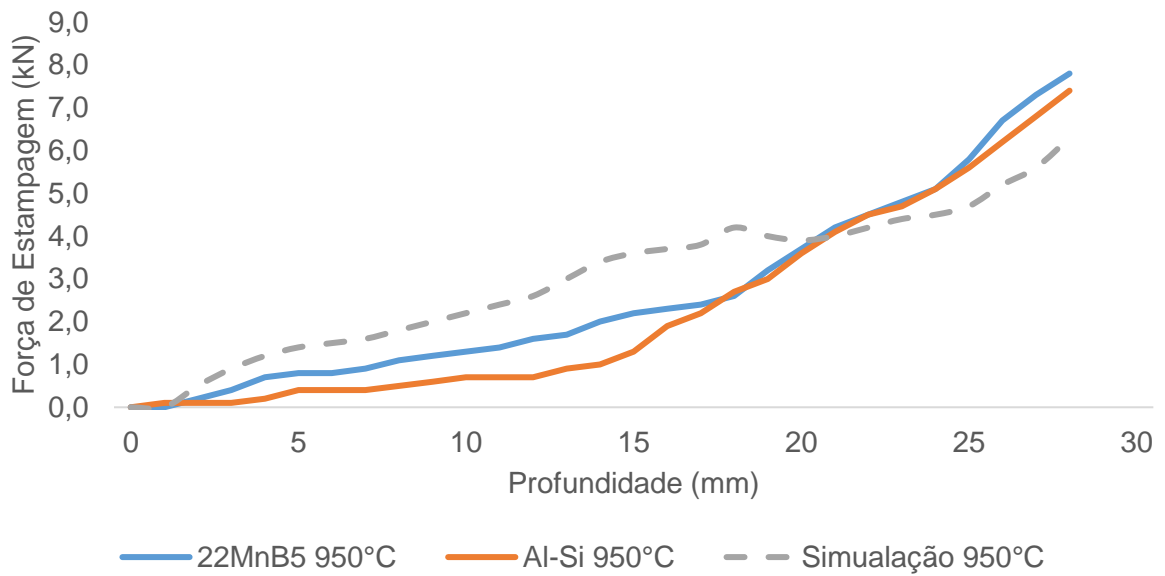


Figura 78 - Comparação dos valores de força de estampagem do ensaio experimental e da simulação numérica para a temperatura de aquecimento de 950°C.

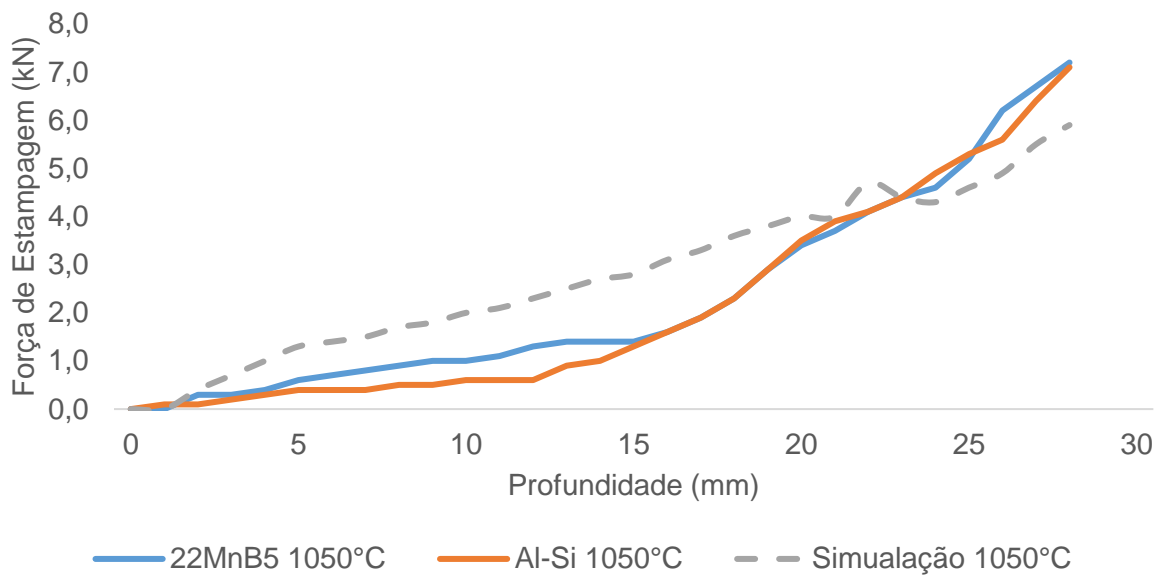


Figura 79 - Comparação dos valores de força de estampagem do ensaio experimental e da simulação numérica para a temperatura de aquecimento de 1050°C.

5 DISCUSSÕES DOS RESULTADOS

A composição química recebida foi apresentada na tabela 5. Os valores encontrados estão de acordo com os estudos disponíveis, como por exemplo SHI(2016) e COSTA (2018), nos três estudos o percentual de boro foi 0,003% da massa. A microestrutura identificada nessa condição foi ferrítica perlítica e a microdureza foi 192HV portanto de acordo com Lisboa (2019) e Ramalho (2021) assim como o teor dos microconstituintes, notadamente o boro.

O resultado de rugosidade do 22MnB5 varia consideravelmente na literatura. Por exemplo, no estudo de Uda (2016) o valor médio de rugosidade para o 22MnB5 revestido com Al-Si foi 2,81 μm , já no trabalho de Escosa (2017) concluiu-se que o revestimento de Al-Si reduz a rugosidade quando as amostras são aquecidas, além de ter valor médio de 1,1 μm com a amostra sendo aquecida a 900°C, resultado mais próximo daquele encontrado no presente estudo, que foi 1,17 μm em média para amostras aquecidas a 850°C.

As duas menores temperaturas de austenitização das amostras revestidas com Al-Si obtiveram valores médios mais baixos de rugosidade "Ra", sendo 52% menor para 850°C e 68% menor para 950°C quando comparadas com as que não foram revestidas. Em temperatura de 1050°C, porém, os dados são próximos, 1,29 μm do material revestido e 1,26 μm do material sem revestimento, o qual teve processo bastante acentuado de deslocamento dos óxidos superficiais. Entretanto, ambos materiais têm patamar necessário para realizar pintura posterior sem realizar jateamento que, segundo Drillet (2011) Apesar dos valores maiores de rugosidade média e máxima o aço 22MnB5 sem revestimento, com exceção de dois pontos, também obteve valores de camada de óxido dentro do patamar que segundo a literatura é ideal, de 1 a 3 μm , para pintura posterior sem ser necessária etapa de jateamento (DRILLET,2011).

Os valores de microdureza alteram-se consideravelmente nos estudos disponíveis à literatura, notadamente porque na estampagem a quente esse resultado é função direta, entre outros fatores, do tempo para transferência entre o forno e a prensa. No trabalho de Zapata (2017), por exemplo, com o 22MnB5 não revestido as peças foram aquecidas até 950°C e nas regiões de maior deformação, onde houve contato direto entre o punção e o corpo-de-prova, foram encontrados valores próximos

a 470 HV que é bastante próximo àquele encontrado nesse estudo. O fato mais importante trata-se de todas as medições foram superior a 400 HV, que segundo Naderi (2007) nas condições e parâmetros desenvolvidos é o valor característico de uma microestrutura martensítica, mesmo que também haja austenita retida.

Em experimentos que utilizaram o 22MnB5 revestido com ligas de alumínio, como por exemplo, George (2012) que obteve 505 HV de valor médio de microdureza quando as amostras foram aquecidas até 950°C, já para Cardoso et al.(2016) os resultados de microdureza foram em média 520 HV com aquecimento de 930°C nas regiões de maior deformação. Outro fator relevante na comparação com demais estudos é a temperatura de resfriamento das matrizes, para Lisboa (2019) o valor de 500 HV foi encontrado quando a peça foi aquecida até 1000°C e a temperatura da matriz era ambiente, cerca de 25°C, a diferença entre os estudos pode estar no fato de que no presente trabalho a temperatura da matriz antes do contato com as amostras ter sido 8°C.

Foi possível verificar às amostras revestidas com Al-Si maior porção corroída a partir do ensaio de potencial de circuito aberto. Tanto os valores do ensaio calculados quanto as imagens macrográficas corroboram com essa análise, o referido fato pode estar relacionado com a passivação da porção da liga na superfície e uma possível equiparação quando diminui os elementos de liga naquela região. De forma geral os valores obtidos para a passivação estão bastante próximos daqueles encontrados na literatura por Liang (2018) os quais são de 700 mV, que em seu estudo comparou aços com e sem proteção fotocatódica, este valor de OCP também foi bastante próximo daquele encontrado por Dever (2018) em sua análise com o 22MnB5 sem revestimento que foi 690mV. Com o passar do tempo ocorre aproximação dos dois valores, sequencialmente as 144 horas propostas pelo experimento a diferença é de apenas 9 mV, o que demonstra que após a corrosão de boa parte da parcela de alumínio da camada protetora os valores são praticamente idênticos.

A corrosão vermelha não é comumente utilizada para medir corrosão em amostras estampadas a quente por ser inerente a esse método, notadamente, porque o aquecimento faz com que átomos de ferro difundam para a superfície e àquela esteja presente já nos estágios iniciais do processo corrosivo segundo Allély *et al.* (2014). No entanto no ensaio de corrosão cíclica ECC1 mesmo após o segundo ciclo o

22MnB5 revestido com Al-Si apresentou pouca ocorrência deste tipo de corrosão, diferente das amostras não revestidas.

No mesmo estudo Allély *et al.* (2014) realizou ensaio cíclico de corrosão de acordo com a norma VDA233-102 para o 22MnB5 revestido, os autores concluem que o Al-Si gera produtos que resultam em barreira e diminuem consideravelmente a taxa de corrosão nestes materiais. Segundo Suehiro (2003) as ligações Fe-Al ocorridas após o aquecimento são responsáveis pela melhor resistência à corrosão, podendo obter resultados próximos à galvanização.

Nos vinte segundos iniciais do ensaio houve aumento considerável da temperatura da matriz, após esse período a velocidade de aquecimento diminuiu consideravelmente. Não é possível afirmar haver diferença na dissipação de calor a partir da adição do revestimento, tendo em vista que as curvas de ambos tiveram, na maior do ensaio, poucos graus celsius de diferença entre si.

No ensaio realizado por Naderi (2007) com o 22MnB5 sem revestimento a temperatura nas matrizes chegou a 80°C, praticamente a mesma encontrada no presente estudo com amostras aquecidas até 1050°C. Nos experimentos de Ramalho (2021) os valores foram mais elevados, cerca de 105°C quando a temperatura de austenitização foi 1100°C enquanto as temperaturas mais elevadas ocorreram aos 15 segundos, é possível sugerir que a diferença ocorre por não haver dutos de refrigeração naquele estudo. Já em Bueno (2021) com amostras de 22MnB5 revestidas as temperaturas nas matrizes foram consideravelmente inferiores, chegando apenas a 45°C com temperatura de encharque de 900°C.

A simulação computacional avaliando a dissipação de calor entre a peça e as ferramentas mostrou comportamento diferente dos experimentos no início do processo de conformação. O crescimento de temperatura foi mais veloz na simulação computacional, entretanto após os 20 segundos iniciais as curvas se assemelharam, os valores foram 8% inferiores nos picos de temperatura quando passados os 40 segundos avaliados. A causa para a diferença entre os dois métodos de análise não é clara, mas pode estar relacionada ao estado térmico ideal que a simulação computacional inicia o processo.

A avaliação de força de estampagem mostrou valores bastante similares entre os dois tipos de materiais. A força de estampagem máxima para as amostras não revestidas foram 8,0 kN, 7,8 kN e 7,2 kN para as temperaturas de encharque de 850°C, 950°C e 1050°C, respectivamente, para o material revestido foram 7,6 kN, 7,4 kN e 7,1 kN. Desta forma não é possível, estatisticamente, perceber diferença entre ambos materiais.

Os resultados são próximos àqueles encontrados por Bueno (2021) e Bueno (2017), o primeiro estudo foi realizado com o 22MnB5 revestido e a força máxima quando aquecido a 950°C foi 7 kN. O segundo trabalho utilizou amostras de 27MnCrB5, material similar ao 22MnB5 e geometria bastante similar àquela utilizada no presente estudo obtendo 7 kN com temperatura de encharque de 950°C e 8 kN na temperatura de 1100°C. No entanto, no presente estudo, diferente dos demais, a força máxima diminui conforme aumentou-se a temperatura de austenitização, que é o esperado para esse tipo de análise.

A taxa de evolução da força de estampagem a partir da simulação numérica mostra-se superior àquela obtida nos ensaios experimentais de ambos materiais durante a maior parte das análises, independente da temperatura avaliada. Até cerca 20 milímetros de profundidade de avanço do punção na simulação a força é em torno de 1 kN superior, situação esta que foi alterada posteriormente, quando os ensaios experimentais finalizam com, em média, 1 kN a mais em todas temperaturas de encharque.

6 CONCLUSÕES

O presente estudo realizou os ensaios experimentais para análise da influência da adição do revestimento alumínio-silício austenitizados em diferentes temperaturas. Dessa forma é possível concluir que o material revestido conforme recebido possui microestrutura e propriedades mecânicas de acordo com o relatado na bibliografia disponível para o aço 22MnB5.

Na avaliação de rugosidade as amostras com a presença do revestimento de alumínio-silício foi, em média, 30% menor em comparação com aquelas não revestidas. A análise visual corrobora com essa conclusão, vista a maior degradação das amostras sem revestimento após o processo de estampagem.

Os corpos-de-prova de 22MnB5 revestido com alumínio-silício obtiveram valores de microdureza maior em comparação com aquelas não revestidas, entretanto a diferença foi pouco representativa, esse valor foi em média 8% maior. Todavia o fato mais relevante foi que ambos os materiais obtiveram microdureza na faixa considerada mínima para uma microestrutura martensítica.

Os dois ensaios de corrosão avaliados mostraram resultados diversos. A avaliação de corrosão eletroquímica das amostras não revestidas foi inferior, mostrando menor potencial de passivação em comparação com os corpos-de-prova revestidos com alumínio-silício.

No ensaio cíclico, ECC1, as amostras revestidas foram visualmente menos atingidas, tendo em vista após o segundo ciclo ter havido praticamente alastramento completo do processo corrosivo no material não revestido. A medição de microdureza após o ensaio mostrou queda mais acentuada nas amostras revestidas, entretanto mantendo valores superiores aqueles obtidos no material não revestido. A redução de massa também foi avaliada e mostrou-se superior nas amostras não revestidas em ambas etapas, ou seja, após a estampagem e também após o ensaio de corrosão cíclico.

A avaliação do revestimento não mostrou porcentagem dos microconstituintes além do esperado. As imagens micrográficas das regiões de maior deformação mostraram que não ocorreu desprendimento completo do revestimento apesar de haver porções bastante degradadas, notadamente após o ensaio de corrosão cíclica.

A comparação da dissipação térmica realizada durante a conformação mostrou valores bastante similares entre os dois materiais. Desta forma é possível afirmar que não existe relação entre a adição do revestimento com alteração da transferência térmica entre a peça e o ferramental.

A simulação numérica da troca de temperatura trouxe comportamento diferente do experimento com ambos materiais. A taxa de crescimento da temperatura foi mais rápido no método virtual no estágio inicial da estampagem, entretanto passados os 20 segundos iniciais a situação torna-se bastante similar entre os métodos de análise.

A força de estampagem diminui conforme aumenta-se a temperatura de austenitização em ambos materiais. As amostras não revestidas necessitaram de maiores forças máximas de estampagem para realização da conformação, entretanto a diferença foi pouco significativa.

A avaliação a partir da simulação computacional mostrou nas três temperaturas de encharque comportamento diferente dos ensaios experimentais até os 20 mm de profundidade, sendo necessária maior força no método virtual até estágio. Após esse período a força de estampagem é maior nos ensaios experimentais.

De forma geral o trabalho cumpriu os objetivos, permitindo assim a avaliação mais assertiva de qual material é mais adequado para cada aplicação. Em alguns aspectos estudados existe estabilidade entre utilização do material revestido ou não revestido como, por exemplo, na microdureza, entretanto corrosão no ensaio cíclico, por exemplo, o resultado foi bastante diferente entre ambos.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para trabalhos futuros, as seguintes análises podem ser realizadas:

- a) Avaliar o impacto da adição do revestimento em corpos-de-prova de geometrias diferentes;
- b) Comparar os resultados existentes com amostras de maior espessura;
- c) Comparar os resultados com corpos-de-prova com outros revestimentos protetores;
- d) Avaliar o comportamento dos materiais a outros processo produtivos, soldagem, por exemplo.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABDOLLAHPOOR, A.; CHEN, X.; PEREIRA, M. P.; XIAO, N.; & Rolfe, B. F. Sensitivity of the final properties of tailored hot stamping components to the process and material parameters. *Journal of Materials Processing Technology* 228, 2016. p. 125-136.

ABDULHAY, B.; BOUROUGA, B.; DESSAIN, C. Experimental and theoretical study of thermal aspects of the hot stamping process. *Applied Thermal Engineering* 31, 2011. p. 674-685.

ALLÉLY, C. DOSDAT, L. CLAUZEAU, O. OGLE, K. VOLOVITCH, P. Anticorrosion mechanisms of aluminized steel for hot stamping. *Surface & Coating Technology* 238, 2014. p. 188– 196.

ÅKERSTRÖM, P. Modelling and Simulation of Hot Stamping. Lulea, Tese de Doutorado – Division of Solid Mechanics, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Lulea University of Technology, 2006.

ASTM – American Society for Testing and Materials. ASTM E8 – E8M – 11 – Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials.

ALLWOOD J. M.; CULLEN, J. M. Sustainable Materials- with Both Eyes Open. UIT Cambridge Ltd: Cambridge 2012, 2012. p. 186-188.

BANIK, J.; LENZE, F. -J.; SIKORA, S.; & LAURENZ, R. Tailored properties a pivotal question for hot forming. 3rd International Conference Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, 2011. p. 13-20.

BILLUR, E. Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels: From a Technological and Business Perspective. 1ª. ed. Suíça: Springer, 2019. ISBN 978-3-319-98870-2.

BORSETTO, F. et al. Investigation of the High Strength Steel Al-Si Coating during Hot Stamping Operations, *Key Engineering Materials* 410-411, 2009. p. 289-296.

BRETT, C. MA, Oliveira Brett, and A. M. Electrochemistry. "Principles, methods and applications." (1993).

BUENO, J. Avaliação das propriedades mecânicas do aço DIN 27MnCrB5 para o processo de estampagem a quente [mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2017.

BUENO, T. Análise e comparação dos processos de estampagem a quente e estampagem a frio de um aço avançado de ultra alta resistência 22MnB5 [mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2021.

CARDOSO, A. MIRANDA, F. FERNANDES, T. CERQUEIRA, F. REITZ, F. Desenvolvimento de aços para estampagem a quente (USIBOR®1500) na ArcelorMittal Vega. Anais do 71º Congresso Anual, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2016.

CARON, Etienne JFR; DAUN, Kyle J.; WELLS, Mary A. Experimental heat transfer coefficient measurements during hot forming die quenching of boron steel at high temperatures. International Journal of Heat and Mass Transfer, v. 71, 2014 p. 396-404.

CARRIE, M. TAMARELLO, C. M. The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications. Steel Market Development Institute, Southfield, 2011.

CHANG. Y. et al. An introduction to medium-Mn steel: Metallurgy, mechanical properties and warm stamping process. Materials and Design, v. 94, 2016 p. 424-432.

COSTA, L. L., et al. Análise numérica e experimental do aço 22mnb5 estampado a quente em geometria axial. 23º CBECiMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais 04 a 08 de novembro de 2018, Foz do Iguaçu, PR, Brasil.

COUTO, C. P. et al. Electrochemical behaviour of 22MnB5 steel coated with hot-dip Al-Si before and after hot-stamping process investigated by means of scanning Kelvin probe microscopy. Corrosion Science 174, 2020. p. 800-811.

COUTO, C. P. et al. Influence of austenitisation temperatures during hot stamping on the local electrochemical behaviour of 22MnB5 steel coated with hot-dip Al-Si. Corrosion Science 190, 2021. p. 654-673.

DALCIM, M. R; MOREIRA, L. P.; Modelamento por elementos finitos da estampagem a quente de chapas de aço 22MnB5. 13º SIMEC, Simpósio de mecânica computacional. 29 de outubro a 01 de novembro de 2018. UFES, Vitória – ES.

DEVER, C. Effect of coating microstructure on the electromechanical properties of continuous galvanized coatings on press hardened steels [Master Degree]. Ontario: McMaster University, 2018.

DIAS, A. N. O. Avaliação das Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico com Diferentes Microestruturas. 2013. 94 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2013.

DRILLET, P. et al. Study of cracks propagation inside the steel on press hardened steel zinc-based coatings. *La Metallurgia Italiana*, 2011.

FAN, Dong Wei; DE COOMAN, Bruno C. State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamped Parts. *Steel research international*, v. 83, n. 5, 2012, p. 412-433.

GARCIA-ARANDA, L. Étude thermomécanique et modélisation numérique de l'emboutissage à chaud de l'Usibor 1500. Doctoral dissertation, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2004.

GEORGE, R., BARDELICK, A., & WORSWICK, M. J. Hot forming of boron steels using heated and cooled tooling for tailored properties. *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, p. 2386-2399.

GONZALES, G.S. PASSOS, S.R.M.; KAJITA, T; JESKENSKI, G. Influência da adição do boro as propriedades de um aço baixa liga. *Metalurgia – ABM*, v.40 n.314, 1984, p.11-14.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. *Corte e Conformação de Metais*, v.4, n.44, 2008, p. 26-57.

GORNI A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2010.

GRACIA-ESCOSA, E. GARCÍA, I. DAMBORENEA, J. J. CONDE, A. Friction and wear behavior of tool steels sliding against 22MnB5 steel. *Journal of Materials Research and Technology*, 2017, p. 241-250.

GRIGORIEVA, R. DRILLET, P. MATAIGNE, J. M. REDJAIMIA, A. Phase transformations in the Al-Si coating during the austenitization step. *Solid state phenomena*, 172-174, 2011 p. 784-790.

GÜLER, H. Investigation of usibor 1500 formability in a hot forming operation. *Materials Science*, 2013. p. 144-146.

HAUS, S. A. Influência do efeito Bauschinger no retorno elástico em aços avançados de alta resistência. Dissertação de Mestrado, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2011.

HUIPING, L. et al. Research on the effect of boundary pressure on the boundary heat transfer coefficients between hot stamping die and boron steel. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, v. 91, 2015, p. 401-415.

INCROPERA, F. P., et al. *Fundamentos de Transferência de Calor e Massa*. 6ª edição. Rio de Janeiro: LTC, 2008.

IVANISKI, T. M. Caracterização de chapas de alta resistência em aço DP600 e HARDOX450® visando a aplicação como máscaras utilizadas em matrizes de forjamento a quente. 2017.

JORDAN, C. E.; MARDER, A. R. A model for galvanneal morphology development. *The Physical Metallurgy of Zinc Coating Steel*, ed A. R. Marder, TMS, 1993, p.197-219.

KANG, J. et al. Determination of heat transfer coefficient for hot stamping process. *Materials Today: Proceedings*, v. 2S, 2015, p. 434-439.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 210, 2010, p. 2103-2118.

KATO, C.; KOUMURA, H.; UESUGI, Y.; MACHIZUKI, K. Influence of phase composition on formability of galvanized steel sheet. *The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel*, ed. The Minerals, Metals & Materials Society, 1993, p. 241-249.

KEELER, S.; KIMCHI, M. *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V5*. WorldAutoSteel, 2014.

KEELER, S.; KIMCHI, M.; MOONEY, P. J. *Advanced high-strength steels application guidelines*. v. 6. WorldAutoSteel, 2017.

KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. 4 ed. Ohio, ASM International, 1995.

KUBASCHEWSKI O.; MASSALSKI T. Binary alloy phase diagrams. Metals Park, OH: ASM, 1986, p. 1128.

LAJARIN, S. F. Influência da variação do módulo de elasticidade na previsão computacional do retorno elástico em aços de alta resistência. Tese de doutorado, Setor de Tecnologia, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2012.

LEBOZEC, N. BLANDIN, N. THIERRY, D. Accelerated corrosion tests in the automotive industry: A comparison of the performance towards cosmetic corrosion. Materials and Corrosion, 2008, pg. 889-894.

LECHLER, J. Grundlegende Untersuchungen zur Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Dissertação, LFT, University of Erlangen-Nuremberg, 2009.

LENZE, F. -J.; BANIK, J.; & SIKORA, S. Application of hot formed parts for body in white. IDDRG - The International Deep Drawing Research Group, (p. 511-519). Olofström, Sweden, 2009.

LI, H.; WU, X.; LI, G. Prediction of Forming Limit Diagrams for 22MnB5 in Hot Stamping Process. Journal of Materials Engineering and Performance, 2013, v. 22, p. 2131-2140.

LI, N. et al. Experimental characterisation of the effects of thermal conditions on austenite formation for hot stamping of boron steel. Journal of Materials Processing Technology, 2016, v. 231, p. 254-264.

LI, S. et al. Evaluation of susceptibility of high strength steels to delayed fracture by using cyclic corrosion test and slow strain rate test. Corrosion Science 52.5 2010, p. 1660-1667.

LIANG, R SCHNEIDER, O. LUN, N. ENRIQUE, P. SAHA, D. Lena M. FONG, Li. Jaciw-Zurakowsky, I. SERVOS, M. Peng, P. ZHOU, N. Concurrent photocatalytic degradation of organic contaminants and photocathodic protection of steel Ag-TiO₂ composites. Materialia 3, 2018, p. 212 – 217.

LISBOA, C. Avaliação da estampagem a quente do aço USIBOR® 1500 utilizando estratégia de refrigeração diferencial para obtenção de peças com propriedades tailored [Mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2019.

LUGNBERG, M.; NETZ, T. Investigation of thermal spring back of a hot formed 22MnB5 A-pillar with tailored properties. University West, Department of Engineering Science, 2016, S-461 86 Trollhättan, Suécia.

LUNA, M. Tesis doctoral en contribución al estudio del proceso de deblado al aire de chapa modelo de predicción el ángulo de recuperación y el radio de doblado final. Departament d'Enginyeria Mecànica i de la Construcció Industrial, Universita de Girona: Girona, 2005.

MAENO, T., MORI, K., FUJIMOTO, M. Improvements in productivity and formability by water and die quenching in hot stamping of ultra-high strength steel parts. CIRP Annals - Manufacturing Technology, 2015, v. 64, p. 281-284.

MAIKRANZ-VALENTIN, M., WEIDIG, U., SCHOOF, U., BECKER, H. H., & STEINHOFF, K. Components with Optimised Properties due to Advanced Thermo-mechanical Process Strategies in Hot Sheet Metal Forming. Steel research international, 2008, 79(2), 92-97.

MERKLEIN, M., JOHANNES, M., LECHNER, M., & KUPPERT, A. A review on tailored blanks—Production, applications and evaluation. Journal of Materials Processing Technology 2014, v. 214. n. 2. p. 151-164.

MERKLEIN, M., LECHLER, J. Investigation of the thermo-mechanical properties of hot stamping steels. Journal of Materials Processing Technology, 2006, v. 177, p. 452–455.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; GEIGER, M. Characterisation of the Flow Properties of the Quenchenable Ultra High Strength Steel 22MnB5. Annals of the CIRP Manufacturing Technology, 2006, v. 55(1), p. 229-232.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; STOEHR, T. Characterization of tribological and thermal properties of metallic coatings for hot stamping boron manganese steels. In: Proceedings of the Seventh International Conference on Coatings in Manufacturing Engineering. 2008. p. 1-3.

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*, 2016, 228, p. 11-24.

MORI, Ken-ichiro et al. Hot stamping of ultra-high strength steel parts. *CIRP Annals*, 2017, v. 66, n. 2, p. 755-777.

NADERI, M. Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. Tese de doutorado. Fakultät für Georessourcen und Materialtechnik, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule, Aachen, 2007, p. 190.

NADERI, M.; DURRENBERGER, L.; MOINARI, A.; BLECK, W. Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures. *Journal of Materials Science and Engineering*, 2008, v. 478. n. 1-2. p. 130-139.

NADERI, M.; KETABCHI, M.; ABBASI, M.; BLECK, W. Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 2011, v. 211: p. 1117-1125.

NAGATA, T., Simple local interpolation of surfaces using normal vectors, *Computer Aided Geometric Design*, 2005, v. 22, n° 4, p 327-347.

PATENT GB1490535, Manufacturing a hardened steel article, Norrbottens Jaernverk AB, 1977.

PELLEGRINI, D. Study on thermal and rheological parameters of high strength steels in hot forming conditions. Dipartimento di Innovazione Meccanica e Gestionale. Università Degli Studi di Padova, Padova, Itália, 2011.

PROSEK, T. Accelerated cyclic corrosion tests. *Koroze a ochrana materiálu* 60.2 2016: 46-49.

RAMALHO, R. Análise numérica e experimental de estampagem a quente do aço 22MnB5 em matriz não refrigerada [mestrado]. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2021.

RAVINDRAN, D. Finite element simulation of hot stamping. Degree Master of Science in the Graduate School of the Ohio State University, PhD Thesis, 2011.

RICHARDS, R. W. JONES, R. D. CLEMENTS, P. D. CLARKE, H. Metallurgy of continuous hot dip aluminizing, International Materials Reviews, 1994, v. 39. n. 5. p. 191-212.

SCHAEFFER, L. (2014). BRAGECRIM - "Evaluation of Sheet Metal Covers to Improve ToolLife in Forging". Projeto Capes.

SHI, C.; DAUN, K. J.; WELLS, M. A. Evolution of the spectral emissivity and phase transformations of the Al-Si coating on Usibor® 1500P steel during austenitization. Metallurgical and Materials Transactions B, 2016, v. 47, n. 6, p. 3301-3309.

SOUZA, F. B. P. Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço USIBOR 1500P. Dissertação de mestrado – Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2013.

SPINDLER, H.; KLEIN, M.; RAUCH, R.; PICHLER, A.; & STIASZNY, P. High Strength and Ultra High Strength Hot Rolled Steel Grades-Products for Advanced Applications. Proceedings of Super-High Strength Steels, Rome, Italy, Associazione Italian di Metallurgica, 2005.

SUEHIRO, M. MAKI, J. KUSUMI, K. OHGAMI, M. MIYAKOSHI, T. Properties of aluminized steels for hot-forming, in Int. Body Eng. Conference and exposition, 2003.

TEST METHOD D17 2028, Corrosion test by automatic change of phases of salt spray, drying and humidity (ECC1), Standardisation of Renault Automobiles, DMI / Service 65810, 2007.

THOMAS, D.; DETWILER, D.T. Microstructural Optimization of Automotive Structures. U.S. Patent Application, 2009, No.12/247,477.

TSHIPTSCHIN, A.P. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. DETERMINAÇÃO DE CURVAS DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO DE AÇO DIN 22MnB5. Dezembro 2006.

TURETTA, A. Investigation of Thermal, Mechanical and Microstructural Properties of Quenchenable High Strength Steels in Hot Stamping Operations. Tese de doutorado – Università Degli Studi de Padova, Padova, 2008, p. 170.

UDA, K. AZUSHIMA, A. YANAGIDA, A. Development of new lubricants for hot stamping of Al-coated 22MnB5 steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 228: p. 112-116.

VENTURATO, Giulia et al. Effects of phase transformation in hot stamping of 22MnB5 high strength steel. *Procedia Engineering*, 2017, v. 183, p. 316-321.

ZAPATA, G. Estudo da Decomposição da Austenita na Estampagem a Quente de Aços Endurecíveis ao Boro para Obtenção de Produtos com Propriedades Mecânicas Customizadas [Mestrado]. Campinas: Universidade Estadual de Campinas, 2017.

ZHENG, G. et al. Effect of Contact Pressure during Quenching on Microstructures and Mechanical Properties of Hot-stamping Parts. *Journal of Iron and Steel Research*, 2015, v. 22(12), p. 1138-1143.

WINDMANN M., RÖTTGER A., THEISEN W., Formation of intermetallic phases in Al-coated hot-stamped 22MnB5 sheets in terms of coating thickness and Si content, *Surface Coatings Technol.* 2014, v. 246, p. 17–25.

World Auto Steel. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Versão 5.0, 2014. Disponível em: < www.worldautosteel.org >

World Auto Steel. Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Versão 8.0, 2017. Disponível em: < www.worldautosteel.org >