



INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES
Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**Caracterização mecânica da solda a ponto em chapa de aço 22MnB5 utilizando
ensaio de tração e análises de correlação de imagem digital**

ANDRÉ ROSSI

**Dissertação apresentada como
parte dos requisitos para
obtenção do grau de Mestre em
Tecnologia Nuclear – Materiais.**

Orientador:

Prof. Dr. Cristiano Stefano Mucsi

São Paulo

2021

INSTITUTO DE PESQUISAS ENERGÉTICAS E NUCLEARES

Autarquia associada à Universidade de São Paulo

**Caracterização mecânica da solda a ponto em chapa de aço 22MnB5 utilizando
ensaio de tração e análises de correlação de imagem digital**

Versão Corrigida

Versão Original disponível no IPEN

ANDRÉ ROSSI

**Dissertação apresentada como
parte dos requisitos para
obtenção do grau de Mestre em
Tecnologia Nuclear – Materiais.**

Orientador:

Prof. Dr. Cristiano Stefano Mucsi

São Paulo

2021

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Como citar:

ROSSI, A. ***Caracterização mecânica da solda a ponto em chapa de aço 22MnB5 utilizando ensaio de tração e análises de correlação de imagem digital***. 2021. 106 f. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN, São Paulo. Disponível em: <<http://repositorio.ipen.br/>> (data de consulta no formato: dd/mm/aaaa)

Ficha catalográfica elaborada pelo Sistema de geração automática da Biblioteca IPEN,
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

Rossi, Andre

Caracterização mecânica da solda a ponto em chapa de aço 22MnB5 utilizando ensaio de tração e análises de correlação de imagem digital / Andre Rossi; orientador Cristiano Stefano Musci. -- São Paulo, 2021.

106 f.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação em Tecnologia Nuclear (Materiais) -- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2021.

1. Solda a ponto . 2. PHS - Press Hardening Steel. 3. Aço 22MnB5. 4. CID - Correlação de Imagens Digitais. 5. Ensaio de tração. I. Musci, Cristiano Stefano, orient. II. Título.

AGRADECIMENTOS

A minha família que me apoiaram e sempre incentivaram os meus estudos.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Cristiano Stefano Mucsi, por todo apoio, colaboração, ensinamentos e orientação dada para andamento e conclusão destes estudos.

Ao Prof. Dr. Jesualdo Luis R. pelas diretrizes, ensinamentos e apoio.

A toda equipe do IPEN/USP, que participaram e colaboraram com os trabalhos, sendo: Secretaria, professores das matérias opcionais, professores das matérias obrigatórias, professores e responsáveis pelos laboratórios de microscopia, ensaio de microdureza, ensaio mecânico de tração, escaneamento com RX (CCN), usinagem, entre outros.

A todos que participaram e colaboram para viabilizar todos os processos necessários para confecção dos componentes, moldes e corpos de prova. Inclusive destacando responsáveis pelo laboratório de soldagem da Fundação Santo André e do laboratório de ensaios mecânicos do IFSP de Bragança Paulista, SP.

As empresas particulares que também colaboraram e foram fundamentais para construir os corpos de prova. O aço especial 22MnB5 foi fornecido pela ArcelorMittal. O software de análise das imagens digitais, bem como o treinamento básico do software escolhido (GOM Correlate), foram fornecidos pela Vtech, SP. Os cortes a laser foram efetuados em empresa com nome restrito em Sorocaba, SP. As soldas a ponto foram efetuadas pela empresa Düring.

A todos os amigos e colegas de estudo, com os quais estudamos juntos, trocamos experiências, e nos apoiamos durante todo o processo.

A todos, os meus mais sinceros agradecimentos!

RESUMO

ROSSI, A. Caracterização mecânica da solda a ponto em chapa de aço 22MnB5 utilizando ensaio de tração e análises de correlação de imagem digital. 2021. 106 fls. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, USP, São Paulo.

Este trabalho teve como objetivo avaliar as propriedades mecânicas da solda a ponto, em um aço 22MnB5 em sua condição de fabricação e pós obtenção de estrutura martensítica por meio de tratamento térmico. Esta avaliação foi efetuada por meio de ensaio mecânico de tração em corpos de prova normalizados pela norma JIS (Japanese industrial Standard), através de extensometria aliada ao método de correlação de imagens digitais, através do software Gom Correlate. A soldagem a ponto é um processo com muita aplicação na união de chapas na indústria automobilística. Com a crescente necessidade do mercado automobilístico, com foco na redução de peso dos veículos, no aumento dos níveis de segurança dos passageiros e da necessidade de cumprimento de exigências normativas quanto a impactos laterais no Brasil em 2018, foi necessário o estudo de uniões destes aços através deste tipo de solda, que é o mais utilizado no segmento automotivo, em virtude de sua alta produtividade, relativa facilidade de execução e qualidade adequada das regiões de união. Conforme literatura, a microestrutura inicial desse aço, na condição de recozido, é formada basicamente por ferrita e perlita. Seu limite de resistência nessa condição fica em torno de 600 MPa. Após o processo de tratamento térmico, esse material apresenta microestrutura completamente martensítica e resistência à tração próxima a 1500 MPa. Para o estudo destes corpos de prova, foram produzidos corpos de prova soldados em material lâmina em sua condição de fabricação e após tratamento térmico, sendo este ultimo a condição de uso na Indústria automobilística. Para se efetuar a correlação de imagens digitais através do software, os corpos de prova foram pintados obtendo-se manchas (ou pontos) de forma aleatória. Os corpos de prova foram então, submetidos a ensaio mecânico de tração até a deformação e ruptura. Os ensaios foram digitalmente filmados e os fotogramas sequenciados foram analisados utilizando-se o método chamado de correlação de imagens digitais (CID). Utilizando-

se o CID, foi possível efetuar a caracterização das deformações bidimensionais das superfícies das amostras em aço 22MnB5 soldadas a ponto, durante o ensaio mecânico de tração. Foram geradas imagens com coloração característica para cada zona deformada, possibilitando a análise dos resultados obtidos pelo software e ter entendimento parcial do que acontece na região da soldagem. Os resultados experimentais indicam o critério de fratura dos corpos de prova. Com o tratamento térmico utilizado foi obtida a dureza requerida, o que indica a formação de microestrutura totalmente martensítica. Para os corpos de prova com tratamento térmico, a tendência de ruptura na zona afetada pelo calor (ZAC ou HAZ) foi confirmada nestes aços de alta resistência, devido à formação de material recozido em torno da pepita soldada. Também foi caracterizada a presença de defeitos formados durante o processo de soldagem. Para os materiais base, sem tratamento térmico, foi caracterizado que o rompimento ocorre fora da área soldada, justificado pela formação de microestruturas mais resistentes, resultando no aumento de características mecânicas na região soldada, em virtude de que após a soldagem houve endurecimento na região do botão de solda e a ruptura se desenvolveu na região mais externa ao botão de solda e com menor dureza. Foi caracterizado pequena alteração nos dados de rompimento dos corpos de prova que foram soldados com a utilização de espaçadores, o que sugere que afastamentos entre os materiais a serem soldados, interferem no resultado da solda. Todos os métodos utilizados para se efetuar a geração das manchas aleatórias, foram satisfatórios, mas cada uma com certas características de qualidade e restrições. Quanto a qualidade de leitura pelo software os melhores resultados são os que promovem maior contraste entre o fundo e os pontos aleatórios. Quanto ao tempo de análise das imagens pelo software, durante o período do teste de tração, os melhores resultados foram obtidos pelos métodos que promovem geração dos pontos aleatórios diretamente sobre a superfície do corpo de prova.

Palavras-chave: Solda a ponto; *Soldagem por resistência*; PHS; Aço 22MnB5; CID – Correlação de Imagens Digitais; Metalurgia da solda; Ensaio de tração.

ABSTRACT

ROSSI, A. Mechanical characterization of spot weld on 22MnB5 steel plate using tensile test and digital image correlation analysis. 2021. 106 fls. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear), Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, IPEN-CNEN/SP, USP, São Paulo.

This work aimed to evaluate the mechanical properties of spot welded specimens, in 22MnB5 steel both in their manufacturing condition and post-test of martensitic structure obtained by means of heat treatment. This evaluation was carried out by tensile testing specimens normalized by the JIS standard (Japanese industrial standard) and using extensometry combined to the digital image correlation method, using the Gom Correlate software. Spot welding is a process with wide application in the joining of sheets in the automotive industry. There is a growing need of the automotive industry to reduce vehicle weight, maintaining passenger safety levels and the need to comply with the 2018 Brazilian normative safety standards regarding lower side impacts. The microstructure of this steel, in the annealed condition, is ferrite and pearlite. Its limit in this ultimate strain in annealed condition is around 600 MPa. After the heat treatment process, this material has shows a completely martensitic microstructure and an ultimate strain close to 1500 Mpa. For the study, backing plates were welded to the specimens both in the annealed condition and after heat treatment, the latter being the condition of use in the automotive industry. In order to perform the digital image correlation of the tensile tests, the specimens surfaces were painted obtaining points in a random pattern. The specimens were then subjected to tensile testing until their rupture. The tensile tests were digitally recorded and the sequenced frames were analyzed using a method called digital image correlation (DIC). Using the DIC, it was possible to characterize the two-dimensional deformation on the surfaces of the spot-welded samples during the tensile test. Images with characteristic coloring were generated for each deformed zone, allowing the analysis of the results obtained by the software and having a partial understanding of the behavior the welded region. The experimental results indicate the fracture behavior of the specimens. With the heat treatment used, quench, the expected hardness was obtained, which indicates the formation of a fully

martensitic microstructure. The tendency of rupture in the heat-affected zone (HAZ) was confirmed in these heat-treated high-strength steels, due to the formation of annealed material around the spot weld nugget. The presence of defects formed during the welding process was also characterized. It was observed that the base materials, without thermal treatment, confirmed rupture outside the welded region, justified by the increases in mechanical characteristics and hardness in the welded region, resulting from the welding process. It was observed a slight difference between the ultimate stress of the specimens welded with the use of spacers between the main body of the specimen and the backing plate, which suggests that gaps between the sheets to be welded in the industrial process interfere with the ultimate stress. All the methods used to carry out the generation of random spots pattern on the specimens surface were satisfactory, but each one with certain characteristics of quality and restrictions. As for the quality of reading by the software, the best results are those that promote greater contrast between the background and random points. As for the time of image analysis by the software, during the tensile test period, the best results were obtained by methods that promote the generation of random points directly on the surface of the specimen.

Keywords: Spot weld; Resistance welding; PHS (Press Hardening Steel); 22MnB5 steel; DIC (Digital Image Correlation); Weld metallurgy; Tensile Test.

SUMÁRIO

| | | |
|------------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO | 10 |
| 2 | OBJETIVO | 13 |
| 3 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 14 |
| 3.1 | Solda a ponto | 14 |
| 3.1.1 | Introdução | 14 |
| 3.1.2 | Aplicabilidade | 14 |
| 3.1.3 | Princípios gerais | 15 |
| 3.1.4 | Tipos de fraturas de juntas soldadas | 17 |
| 3.1.5 | Critérios de falha de uma junta soldada | 18 |
| 3.2 | Aço 22MnB5 | 20 |
| 3.2.1 | Características gerais - resumo | 20 |
| 3.2.2 | <i>Temperabilidade x os meios de resfriamento</i> | 23 |
| 3.2.3 | Dureza Vickers | 24 |
| 3.2.4 | Padrão de dureza | 25 |
| 3.2.5 | Revestimento alumínio-silício | 29 |
| 3.2.6 | Soldabilidade | 29 |
| 3.2.7 | Comportamento plástico | 30 |
| 3.2.8 | Formação da martensita | 34 |
| 3.2.9 | Fatores envolvidos na transformação de fase | 40 |
| 3.3 | Estampagem a quente | 45 |
| 3.3.1 | Introdução | 45 |
| 3.3.2 | Processo e parâmetros de controle | 47 |
| 3.4 | Ensaio mecânico de tração | 48 |
| 3.5 | Correlação de imagem digital | 49 |
| 3.5.1 | Padrão de manchas aleatórias (ou pontos aleatórios) | 49 |
| 3.5.2 | Técnica de correlação de imagem digital | 49 |
| 3.5.3 | Relacionando a resolução da imagem e as dimensões da amostra | 51 |
| 3.5.4 | Relacionando a distância focal e a distância entre a câmera e a amostra | 54 |
| 3.5.5 | Efeitos da distorção | 55 |
| 3.5.6 | Padrão de manchas aleatórias (ou pontos aleatórios) | 55 |

| | | |
|----------|--|-----------|
| 4 | MATERIAIS E MÉTODOS..... | 58 |
| 4.1 | Material do corpo de prova..... | 59 |
| 4.2 | Corpos de prova não normalizados..... | 60 |
| 4.3 | Corpos de prova normalizados..... | 61 |
| 4.4 | Dispositivo para soldagem..... | 63 |
| 4.5 | Máquina de solda..... | 64 |
| 4.5.1 | Soldagem de corpos de prova experimentais..... | 64 |
| 4.6 | Geração de pontos aleatórios conforme indicação do fabricante do software | 66 |
| 4.7 | Geração de pontos aleatórios de forma alternativa..... | 66 |
| 4.8 | Soldagem dos corpos de prova oficiais..... | 68 |
| 4.9 | Método de ensaio mecânico de tração..... | 71 |
| 4.9.1 | Máquina tração do IFSP de Bragança Paulista – SP..... | 71 |
| 4.9.2 | Máquina de tração do IPEN/USP de São Paulo – SP | 72 |
| 4.10 | CID- Correlação de imagem digital com o GOM Correlate..... | 75 |
| 4.11 | Sistema de escaneamento por Raios X..... | 81 |
| 4.12 | Microdurômetro..... | 83 |
| 4.13 | Microscópio eletrônico de varredura (MEV)..... | 84 |
| 4.14 | Forno Elétrico..... | 84 |
| 4.15 | Sistema de gravação digital..... | 84 |
| 4.16 | Sistemas de iluminação de luz branca e de luz ultravioleta..... | 84 |
| 5 | RESULTADOS E DISCUSSÃO..... | 85 |
| 5.1 | Geração de pontos aleatórios nos corpos de prova conforme indicação do fabricante do software..... | 85 |
| 5.2 | Geração de pontos aleatórios conforme técnicas alternativas..... | 85 |
| 5.3 | Ensaio mecânico de tração nos corpos de prova com tratamento térmico..... | 86 |
| 5.4 | Ensaio mecânico de tração nos corpos de prova normalizados sem tratamento térmico..... | 88 |
| 5.5 | Escaneamento por Raios X..... | 89 |
| 5.6 | Microdureza..... | 91 |
| 5.7 | Microscopia Eletrônica de Varredura – TN 3000..... | 92 |
| 6 | CONCLUSÕES..... | 94 |
| | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 97 |

1 INTRODUÇÃO

O presente trabalho visa apresentar a viabilidade de estudo do tema de mestrado proposto, expondo histórico, análises, processos, aplicações, métodos e resultados, referentes à solda a ponto em aço 22MnB5. Sendo este material utilizado na Indústria no processo de Estampagem a Quente (do inglês Press Hardening Steel (PHS)).

Um importante foco da indústria automotiva é reduzir o peso dos veículos e ao mesmo tempo, aumentar os níveis de segurança dos passageiros (BRASIL, 2012). Conforme Resolução do Conselho Nacional de Trânsito - CONTRAN nº 751 de 20/12/18, a partir de 2020 o Brasil começou a exigir o teste de colisão lateral para autorizar a venda de carros no país. A exigência vale primeiro para modelos inéditos, a partir de 1º de janeiro de 2020. A partir de 2023 será estendida a todos os carros novos. Como consequência, tem-se procurado incessantemente soluções tecnológicas no desenvolvimento de componentes eficazes na constituição de veículos. Neste contexto, aços com resistência à tração que podem ultrapassar a 1500 MPa, têm sido utilizados na confecção de peças estruturais e de reforço, com vistas a atender aos requisitos de segurança dos passageiros em uma eventual colisão. Entretanto, as chapas destes aços não são facilmente conformadas, por possuírem um elevado limite de escoamento associado à uma baixa ductilidade. Como resultado, há uma elevada propensão ao fenômeno do retorno elástico e grande probabilidade de geração de trincas, além de problemas de fixação de forma, inviabilizando a utilização de técnicas de estampagem tradicionais. A solução é a estampagem em temperatura alta simultaneamente à têmpera. Este processo é comumente chamado de estampagem a quente (*hot stamping*) ou endurecimento na prensa (*press hardening*) (KARBASIAN et al. 2010).

O aço muito utilizado no processo de estampagem a quente é o 22MnB5. A microestrutura inicial deste aço, na condição de recozido, é formada basicamente por ferrita e perlita. Seu limite de resistência nessa condição fica em torno de 600 MPa. Após o processo de estampagem a quente, no qual se aplica um resfriamento forçado, este material apresenta microestrutura completamente martensítica, e pode atingir valores de limite de resistência de 1500 MPa (KARBASIAN et al. 2010), necessitando de estudos da soldagem e seus efeitos nestas condições.

Este material é utilizado nas colunas, em reforços estruturais e em outras partes de veículos, com o objetivo de promover maior resistência e conseqüentemente maior segurança em casos de colisão lateral, colisões em geral e outros acidentes.

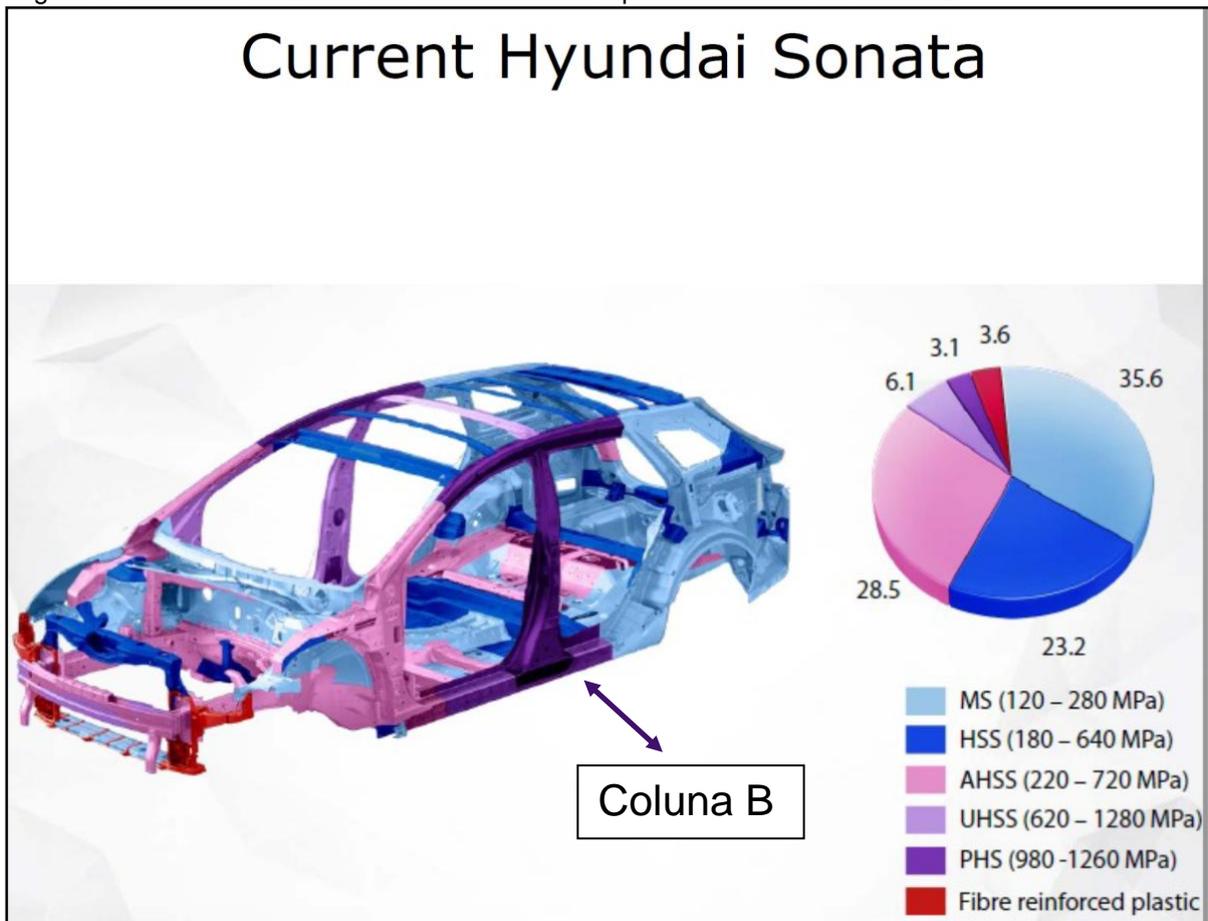
Este aço é amplamente utilizado em outros países, sendo que o Brasil vem ampliando sua utilização nos últimos anos. A evolução dos materiais, por sua vez, criou novas possibilidades e necessidades que também demandaram a evolução dos processos produtivos, tanto na área de conformação como na união dos componentes de carrocerias.

A união de peças estampadas a quente a outras partes do veículo é usualmente feita pelo processo de soldagem a ponto por resistência, sendo este processo o mais utilizado no segmento automotivo em virtude de sua alta produtividade, relativa facilidade de execução e qualidade adequada das regiões de união.

Um método de ensaio mecânico a tração é proposto para investigar a fratura dúctil em componentes automotivos, feitos a partir de aços avançados de alta resistência e tratados termicamente. Este tipo de fratura é propenso a ocorrer em juntas soldadas a ponto. Sabe-se que a zona termicamente afetada (ZTA) é um ponto fraco em aço de alta resistência devido à formação de material recozido em torno da pepita soldada a ponto. As chapas de aço automotriz com uma ampla gama de resistência à tração (de 500 MPa a 2000 MPa) podem ser examinadas verificando o efeito das tensões aplicadas ao material e o comportamento de deformação até sua fratura.

As relações entre os diversos aspectos que influenciam no desempenho apropriado das estruturas veiculares, em particular das colunas laterais, mais comumente denominadas na indústria automobilística como “colunas B”, justificam o estudo dos materiais, métodos de desenvolvimento e processos de fabricação aplicados na produção destas estruturas. Na figura 1 é ilustrada uma carroceria com os materiais utilizados e os locais de aplicação. Na figura 2 é ilustrada a coluna lateral do veículo que foi confeccionada pelo processo PHS.

Figura 1 - Materiais utilizados em uma carroceria e posicionamento da coluna B



Fonte: adaptado de WordAutoSteel 2014

Figura 2 – Coluna B



Fonte: kirchhoff-automotive.com

2 OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito do ponto de solda e região dos corpos de prova em aço 22MnB5, efetuando um ensaio mecânico de tração convencional, aliado a um método, não convencional, de correlação de imagens digitais para caracterização mecânica da solda. Para se efetuar a correlação de imagens digitais é necessário se efetuar a geração de pontos aleatórios sobre a superfície da peça. Este trabalho também tem o objetivo de estudar alternativas de geração de manchas (pontos) aleatórias para se conseguir obter os melhores resultados no software de correlação de imagens digitais, quanto a qualidade e o tempo de análise digital, assim auxiliando na determinação do melhor método de obtenção de pontos aleatórios e no entendimento das tendências dos mecanismos dos princípios de trincas, rupturas em esforços de tração, em situações e condições similares as encontradas na indústria automobilística e ainda, apresentar características da solda a ponto neste tipo de material, com e sem tratamento térmico, com e sem afastamento angular entre as chapas a serem soldadas, verificando as resistências e outras características resultantes após a soldagem a ponto.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Solda a ponto

3.1.1 Introdução

A soldagem por resistência compreende um ramo da arte de soldagem feita por um processo de pressão, produzido a partir da superfície de contato entre duas peças distintas, por meio do calor gerado por efeito Joule, durante a circulação da corrente elétrica por resistência de junção (Kearns, 1984). Efeito Joule pode ser definido como – lei física que expressa a relação entre o calor gerado e a corrente elétrica que percorre um condutor em determinado tempo, expressa por $Q = I^2 R t$, onde Q é a quantidade de calor gerado, I é a corrente elétrica, R é a resistência e t é o tempo de duração da corrente. (Wood et al. 1990). No entanto, para a obtenção do ponto de solda, deve ser levada em conta a eficiência do processo, uma vez que parte do calor, (energia) Q , é dissipada no ambiente.

As principais características desse processo são as altas velocidades de execução, onde em média são necessários menos de um segundo para a execução de um ponto de solda, além da flexibilidade e elevada capacidade de automação deste processo. (Stocco, 2010). Esse fato torna este processo diferente dos demais já que nenhum material externo, como fluidos ou arames, é utilizado.

O processo de soldagem por resistência é o processo de união de partes mais comum na indústria automobilística e tem sido largamente utilizado no setor. Muitas vezes, sendo ainda a melhor opção de processo para união de chapas e formação da estrutura metálica dos automóveis.

3.1.2 Aplicabilidade

O número de pontos de solda na carroceria de um automóvel pode chegar de 2000 a 5000 (Chao, 2003), dependendo do tamanho do veículo e da possibilidade de empregar outros métodos de soldagem como MIG/MAG e Laser, que podem ser escolhidos para facilitar a montagem de certos componentes e melhorar a qualidade final do produto. A solda a ponto pode ser executada de forma manual ou totalmente automatizada, conforme figuras 3 e 4, respectivamente.

Figura 3 – Processo de soldagem manual



Fonte: <https://treinasolda.com.br/>

Figura 4 – Processo de soldagem automatizado



Fonte: <http://cigsoldas.com.br/>

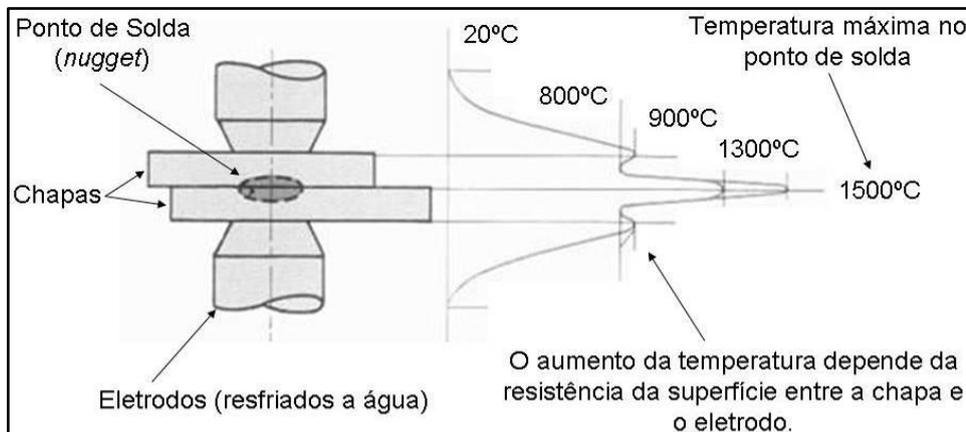
3.1.3 Princípios gerais

Soldagem a ponto por resistência elétrica é um processo de soldagem no qual a junção de metais é produzida em superfícies sobrepostas pelo calor gerado pela resistência do material à passagem de corrente elétrica. Uma força é sempre aplicada pelos eletrodos, antes, durante e após a aplicação da corrente para restringir a área de contato da solda nas superfícies sobrepostas. As superfícies em contato na região de concentração de corrente são aquecidas por um curto pulso de baixa tensão e alta corrente para formar uma região fundida de metal de solda. O calor gerado na superfície de contato das peças é maior do que em qualquer outro ponto localizado no circuito secundário.

No processo de soldagem a ponto existem 7 (sete) resistências conectadas em série, a saber:

- 1 - Eletrodo superior
- 2 - Contato entre eletrodo superior e chapa superior
- 3 - Chapa superior
- 4 - Contato entre chapas superior e inferior (superfícies sobrepostas)
- 5 - Chapa inferior
- 6 - Contato entre chapa inferior e eletrodo inferior
- 7- Eletrodo inferior

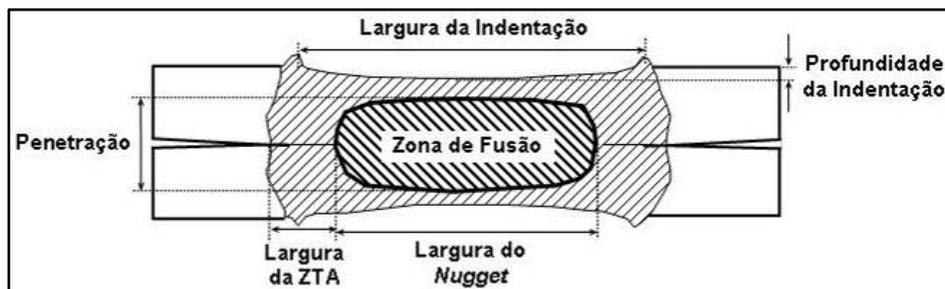
Figura 5 - Exemplifica as duas chapas, entre os eletrodos de solda, o ponto de solda resultante formado e a escala de temperatura do processo em referência.



Fonte: (SSAB Tunplat, 1996)

Em relação à profundidade de fusão, que é a espessura na qual o botão de solda penetra nas peças que estão em contato com os eletrodos, a profundidade mínima de fusão é aceita geralmente como sendo 20% da espessura da chapa mais fina (Ruiz, 2005). Esta profundidade de fusão gera por consequência uma redução na espessura das chapas soldadas na área do ponto de solda, fenômeno este que é chamado de indentação.

Figura 6 - Atributos geométricos da solda mostrados esquematicamente em uma seção transversal



Fonte: (Zhou et al., 2003)

Se a profundidade de fusão for menor que 20%, a solda é chamada “solda fria”, pois o calor gerado foi muito baixo. Variações normais na corrente, tempo e força dos eletrodos causam alterações indesejáveis na resistência da “solda fria” e em casos extremos não há a formação do botão de solda. Entretanto, a profundidade de fusão não deve exceder 80% da espessura da chapa mais fina, o que resultaria em indentação excessiva e expulsão do material.

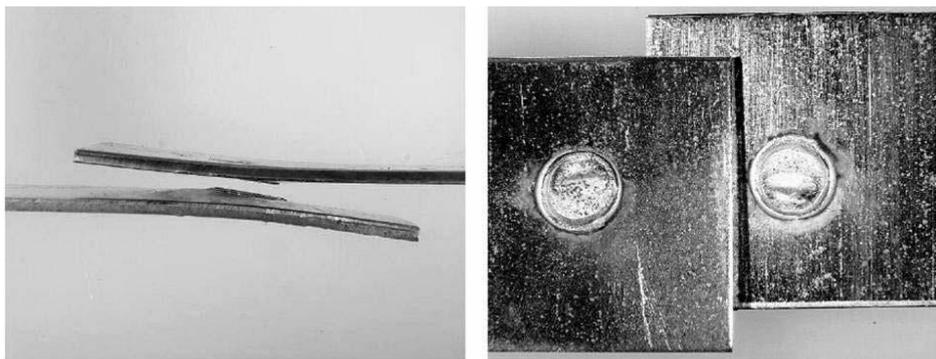
A fratura da solda é amplamente dependente da relação entre a geometria da solda, a geometria do ensaio e o estado de tensões de cada solda, condições exploradas por VandenBossche (1977). E de acordo com a combinação destes fatores, surgem diferentes modos de falha dos pontos de solda, como estudados por Chao (2003), Birch e Alves (2000), e Marya, M.; Wang, K.; Hector, L; Gayden, X. (2005). O efeito das diferentes propriedades do material na zona termicamente afetada (ZTA) em relação ao restante do material não afetado pelo calor proveniente do processo de soldagem é investigado por Zuniga e Sheppard (1995).

3.1.4 Tipos de fraturas de juntas soldadas

Para o entendimento dos tipos de fratura de juntas soldadas, estas devem ser submetidas a diversas cargas em ensaios que possam reproduzir pelo menos uma parte da condição real de trabalho e também permitam o levantamento de informações que ajudem na compreensão do comportamento do ponto de solda.

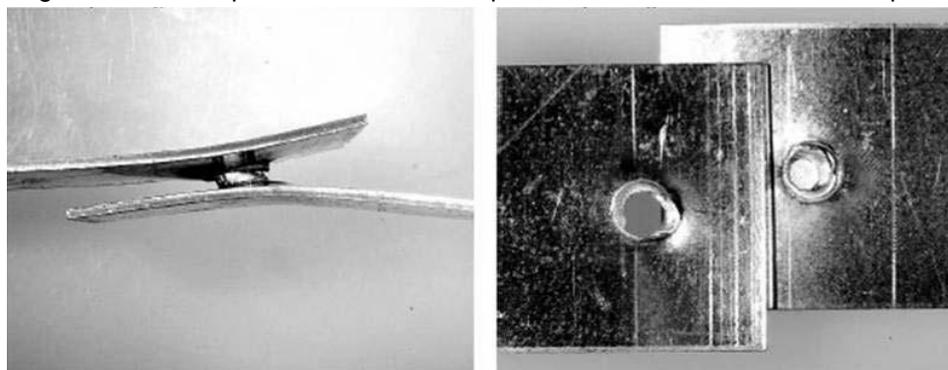
Assim como verificado por Zhou; Hu e Zhang (1999) e Chao (2003), Marya, M.; Wang, K.; Hector, L; Gayden, X. (2006) também identificam os tipos de falha em juntas soldadas, que são as falhas na interface do ponto (figura 7), resultado da fratura através da solda, e as falhas que apresentam o destacamento do ponto (figuras 8 e 9). Esse último é considerado o tipo de falha preferido, uma vez que a energia absorvida pelo ponto de solda é maior que no caso da falha na interface do ponto.

Figura 7 - Fratura na interface do ponto de solda – vista lateral e superior



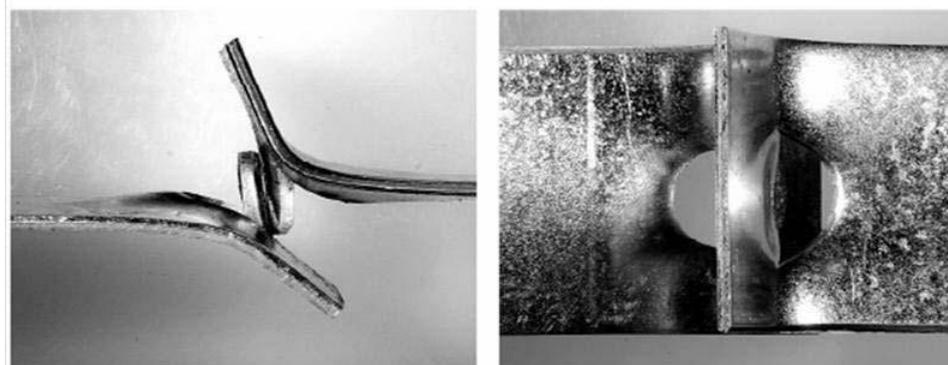
Fonte: (Marya, M.; Wang, K.; Hector, L; Gayden, X. (2006))

Figura 8 - Fratura por destacamento do ponto de solda – vista lateral e superior



Fonte: (Marya, M.; Wang, K.; Hector, L; Gayden, X. (2006))

Figura 9 - Fratura por destacamento do ponto de solda – vista lateral e superior



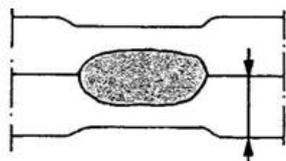
Fonte: (Marya, M.; Wang, K.; Hector, L; Gayden, X. (2006))

3.1.5 Critérios de falha de uma junta soldada

As falhas em pontos de solda sejam pela fadiga, pelo efeito de cargas estáticas ou por impacto, são consideradas sob dois aspectos: a força e a resistência que levam à falha. A força que leva à falha é determinada principalmente pelas forças externas e pela geometria estrutural, enquanto que a

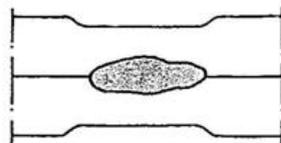
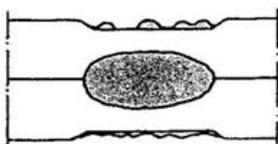
resistência à falha é determinada principalmente pela composição interna e a microestrutura do material (Zhang, 2001). Ainda para que seja assegurada a qualidade do ponto de solda, é necessário o entendimento dos conceitos de falha e defeito. Falha diz respeito ao não atendimento de certo requisito ou característica exigida. Já os defeitos e suas respectivas causas são explicados com o auxílio da figura 10.

Figura 10 - Efeitos da solda a ponto e respectivas causas



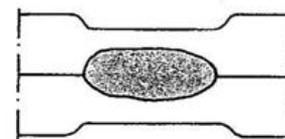
A – Solda Normal

1. Botão de solda 50% em cada chapa
2. Indentação do eletrodo de 10% da espessura da chapa (max. 20%)



B – Botão de Solda muito pequeno

1. Corrente de soldagem muito baixa
2. Tempo de soldagem muito curto
3. Força do eletrodo muito alta
4. Ponta do eletrodo muito gasto

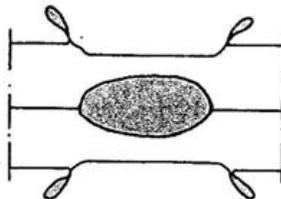


C – Indentação do eletrodo muito profunda

1. Força do eletrodo inadequada
2. Corrente de soldagem muito alta
3. Tempo de soldagem muito longo
4. Diâmetro da ponta do eletrodo muito pequeno

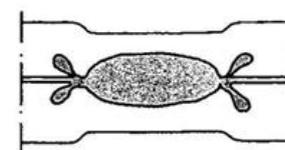
D – Superfícies queimada

1. Corrente de soldagem muito alta
2. Força do eletrodo muito pequena
3. Tempo de compressão muito curto
4. Diâmetro da ponta do eletrodo muito pequeno
5. Forma do eletrodo inadequada
6. Material do eletrodo inadequado
7. Resfriamento das pontas dos eletrodos insuficiente
8. Pontas dos eletrodos sujas
9. Chapas sujas



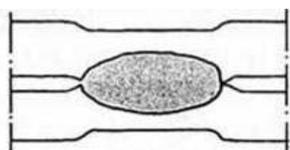
E – Respingo sobre as chapas

1. Tempo de compressão muito curto
2. Diâmetro da ponta do eletrodo muito pequeno
3. Corrente muito alta em relação à pressão
4. Material do eletrodo inadequado (resistência elétrica muito alta)
5. Superfícies contaminadas



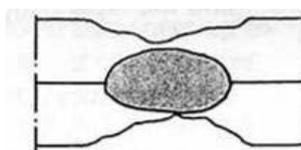
F – Respingo entre as chapas

1. Tempo de compressão muito curto
2. Força do eletrodo muito pequena
3. Corrente de soldagem muito alta
4. Tempo de soldagem muito longo
5. Superfícies contaminadas



G – Espaçamento entre as chapas

1. Pobre ajuste das chapas
2. Força do eletrodo muito alta
3. Tempo de soldagem muito longo



H – Afundamento da parte externa da solda

1. Tempo de espera muito curto

3.2 Aço 22MnB5

3.2.1 Características gerais - resumo

As ligas mais conhecidas são: 27MnCrB5, 37MnB4 e 22MnB5, sendo esta última o objeto deste estudo. Pessard et al. (2013) e Karbasian e Tekkaya (2010) observam que, o aço 22MnB5, comercialmente conhecido como Usibor 1500 da Arcelor Mittal, foi desenvolvido com o objetivo de reduzir a massa de componentes estruturais utilizados na indústria automotiva, aumentando características mecânicas das peças que o utilizam, promovendo maior segurança dos passageiros.

A excelente capacidade de têmpera de aços boro pode ser obtida usando o processo de estampagem a quente - HFDQ (*Hot Forming Die Quenching*), em que a chapa de metal, durante o processo de fabricação, é austenitizada e posteriormente, estampada e resfriada em uma matriz, obtendo-se o material com estrutura basicamente martensítica ao final do processo.

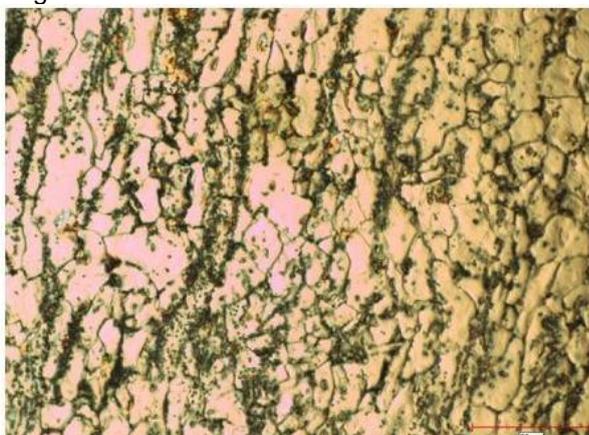
O boro é o elemento com maior influência na temperabilidade do aço 22MnB5, esse elemento, quando presente na forma de solução sólida, segrega para os contornos de grão austeníticos e impede a nucleação da ferrita; o teor de boro nos aços usuais de mercado está entre 0,002% e 0,005%. Teores mais elevados desse elemento levam à formação de boretos nos contornos de grão austeníticos, o que reverte seu efeito sobre a temperabilidade. Além disso, uma vez que o boro possui grande afinidade com o oxigênio e nitrogênio, é necessária a adição de elementos de liga suplementares para evitar sua reação com esses elementos. Por esse motivo é requerida a respectiva presença de alumínio e titânio nos aços ao boro (GORNI, 2011; KARBASIAN, 2010).

Li et al. (2014) escrevem em sua pesquisa que o controle e previsão da microestrutura do aço é fundamental para assegurar as propriedades mecânicas do 22MnB5. Ainda segundo os resultados obtidos pela pesquisa de Li et al. (2014), as microestruturas ferrita, bainita e martensita podem ser obtidas por têmpera da peça quando expostas diretamente a temperatura ambiente com a taxa de arrefecimento. Ferrita e bainita são as fases que mais facilmente aparecem durante o arrefecimento, quando a amostra é temperada com uma pequena taxa de resfriamento, ou reside na temperatura ou próximo do intervalo de cada

transformação. Para o processo de estampagem a quente com propriedades mecânicas sob medida, a região de baixa resistência à tração, com ferrita e bainita, é melhor controlável e mais fácil de obter. Para assegurar uma região de alta resistência que consiste principalmente de martensita, a taxa de resfriamento alta e condição de refrigeração contínua devem ser asseguradas.

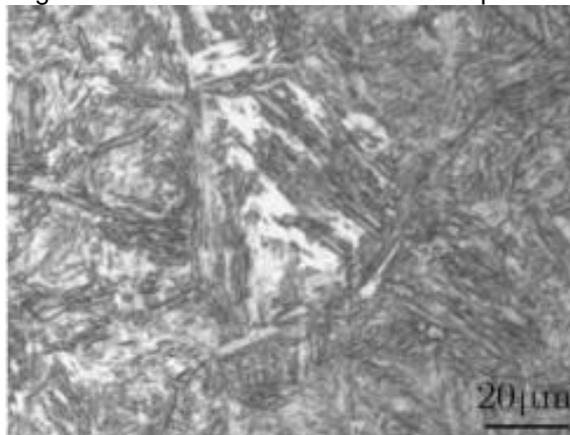
Na figura 11, é mostrado a microestrutura do aço 22MnB5 sem tratamento térmico de têmpera. Na figura 12, é mostrado o aço 22MnB5 com microestrutura martensítica após têmpera a 940 °C durante 5 minutos.

Figura 11 – Microestrutura 22MnB5



Fonte: Güler (2013)

Figura 12 - Microestrutura 22MnB5 temperado



Fonte: Lian-fang (2011)

O efeito do boro varia de acordo com o teor de carbono do aço, da temperatura de encharque e até mesmo com a taxa de resfriamento empregada (Deva et al. 2012). Se o teor de carbono é alto, a temperabilidade conferida pelo boro diminui, seu efeito exerce maior influência em aços com teor de carbono até 0,8% (Bleck et al. 2009). As vantagens de estampar a quente esses aços são: alto desempenho de conformação; obtenção de peças com geometria complexas e redução do efeito *springback* (*recuo após estampagem, afetando a precisão dimensional*); componentes com elevados níveis de resistência mecânica; excelentes tolerâncias dimensionais e boa soldabilidade (Bleck et al. 2009).

Os materiais de mercado apresentam variações de elementos liga, conforme fabricantes, que são apresentados na tabela 1.

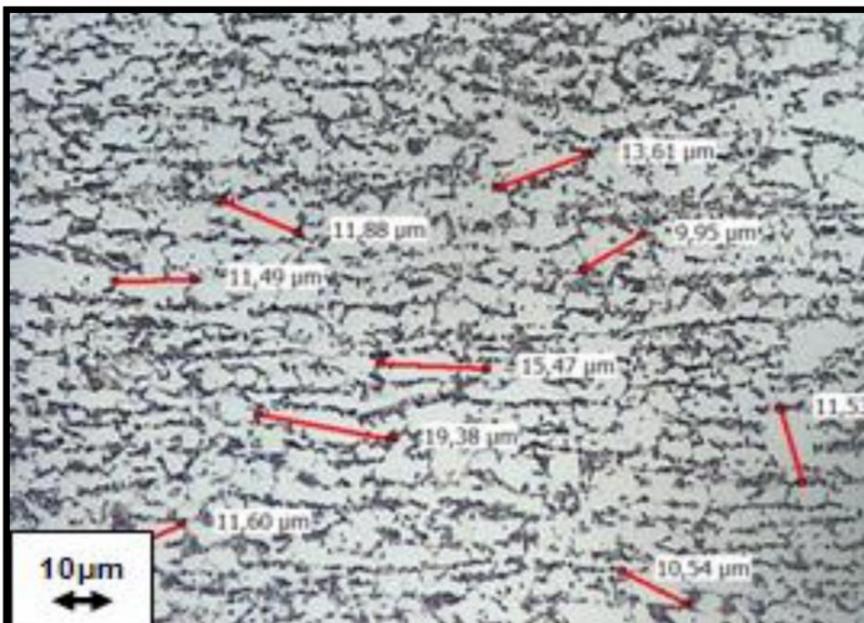
Tabela 1 - Composição química típica de aços ao boro para estampagem a quente

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

Fonte: Naderi, 2007; Karbasian et al.,2010.

Na condição de fornecimento este aço se caracteriza por apresentar uma microestrutura preponderantemente ferrítica, com pequena quantidade de perlita, com tamanho de grão entre 8 a 10 (segundo classificação ASTM E112) como mostrado na figura 13, o qual deve servir de referência para as microestruturas que sofreram exposição à elevada temperatura e tiveram o tamanho de grão aumentado. Além disso, possui limite de resistência a tração entre 500 e 700 MPa, tensão de escoamento entre 480 e 500 MPa, alongamento entre 20 e 26% e dureza entre 180 e 190HV (Naderi, 2007).

Figura 13 - Microestrutura do aço 22MnB5 na condição de fornecimento, onde estão sendo indicados os tamanhos dos grãos (MO - nital 3)



Fonte: Arcelor Mittal (2013)

3.2.2 Temperabilidade x os meios de resfriamento

Pode-se efetuar o tratamento térmico (tempera) no material 22mnB5 utilizando-se vários meios de resfriamentos. Na tabela 2, são apresentados os resultados experimentais obtidos por Neto (2015).

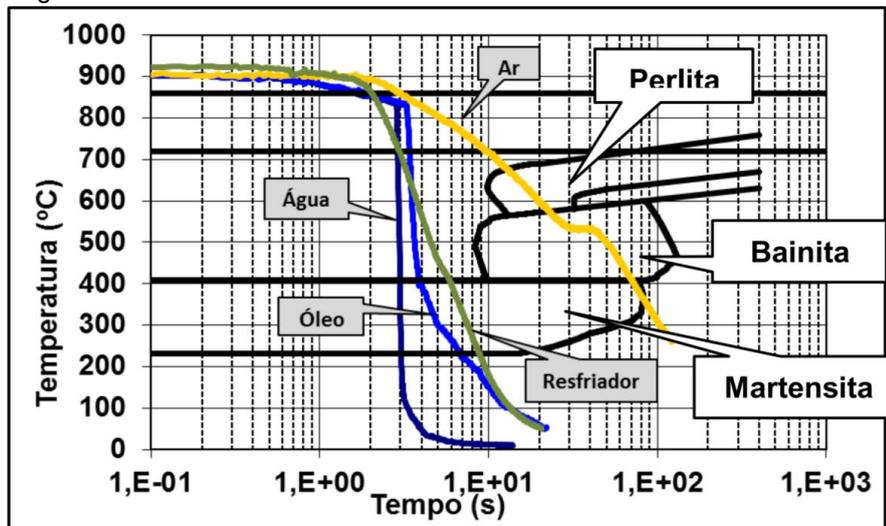
Tabela 2 – Resultados experimentais de temperabilidade x os meios de resfriamento

| Condição | Ensaio | Velocidade resfriamento (°C/s) | | Temperatura (°C) | | |
|------------|--------------|--------------------------------|------------|------------------|------------|-----------------------------------|
| | | média | máxima | início | fim | (T _i -T _f) |
| Água | 1A | 537 | 1007 | 847 | 68 | 779 |
| | 1B | 528 | 979 | 828 | 70 | 758 |
| | 1C | 526 | 922 | 775 | 70 | 705 |
| | Média | 530 | 969 | 817 | 69 | 747 |
| Óleo | 2A | 304 | 526 | 841 | 370 | 471 |
| | 2B | 391 | 674 | 847 | 248 | 599 |
| | 2C | 289 | 473 | 840 | 397 | 443 |
| | Média | 328 | 558 | 843 | 338 | 504 |
| Resfriador | 3A | 123 | 184 | 832 | 483 | 349 |
| | 3B | 108 | 152 | 905 | 436 | 469 |
| | 3C | 100 | 150 | 865 | 419 | 446 |
| | 3D | 118 | 171 | 883 | 430 | 453 |
| | Média | 112 | 164 | 871 | 442 | 429 |
| Ar | 4A | 10 | 34 | 907 | 593 | 314 |
| | 4B | 14 | 39 | 928 | 556 | 372 |
| | 4C | 12 | 32 | 910 | 551 | 359 |
| | 4D | 11 | 36 | 898 | 537 | 361 |
| | Média | 12 | 35 | 911 | 559 | 352 |

Fonte: Neto, A.O (2015)

Na figura 14, são mostradas as curvas de resfriamento “velocidade/temperatura”, sobrepostas sobre um mesmo gráfico, a partir da qual se pode notar que a curva de resfriamento com resfriador metálico se posiciona abaixo da curva obtida com resfriamento em água e óleo, mas acima do resfriamento obtido ao ar (Neto, 2015).

Figura 14 - Curvas “temperatura/tempo” para cada condição de resfriamento, sobrepostas sobre o diagrama TTT



Fonte: Adaptado de Neto, A.O (2015)

3.2.3 Dureza Vickers

A dureza Vickers é representada pelo valor de dureza, seguido do símbolo HV e de um número que indica o valor da carga aplicada. Para realizar o ensaio utiliza-se um método que efetua a impressão com um penetrador tronco de cone de diamante de base quadrada e com força F na superfície do material. A partir da média das diagonais produzida deduz-se a dureza do material. Sua aplicação é para todos os materiais metálicos com qualquer dureza, camadas endurecidas de elevada dureza, peças pequenas, finas e com forma irregular. Com micro-carga é usada também para medir a dureza de fases numa microestrutura multifásica. São consideradas as seguintes cargas:

- microcarga: 1 a 200 gf
- carga pequena: 200 gf a 5 kgf
- normal: 5 a 100 kgf

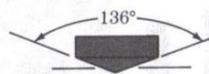
Definição: $HV = 1,854.P/d^2$ (equação 1)

- onde:

P = carga em kg e d = media aritmética das duas diagonais das marcas em mm.

Vickers

Pirâmide de
Diamante



$$HV = \frac{1,854 P}{d^2}$$

Na tabela 3 são apresentados os valores das características mecânicas do aço 22MnB5 conforme fabricado (CF) e em função da velocidade de resfriamento, obtida a partir de diferentes condições de ensaio, ou seja, resfriamento em água, óleo, resfriador e ao ar.

Tabela 3 - Características mecânicas obtidas em função da condição de resfriamento

| Condição | Ensaio | Veloc. (°C/s) | Dureza (HV) | Desvio padrão | Tensão (MPa) | | | Along. (%) |
|-------------|--------------|---------------|-------------|---------------|----------------|----------------|----------------|-------------|
| | | | | | σ_{esc} | σ_{max} | σ_{rup} | |
| CF | 1A | 0 | 188 | 2,5 | 530 | 751 | 528 | 22,6 |
| | 1B | 0 | 187 | 1,7 | 521 | 727 | 572 | 23,4 |
| | 1C | 0 | 187 | 1,6 | 530 | 736 | 519 | 22,6 |
| | Média | 0 | 187 | 1,9 | 527 | 738 | 540 | 22,9 |
| AR | 2A | 10 | 204 | 6,2 | 299 | 523 | 381 | 14,0 |
| | 2B | 14 | 209 | 11,4 | 332 | 542 | 397 | 10,7 |
| | 2C | 12 | 204 | 8,2 | 297 | 526 | 371 | 12,7 |
| | 2D | 11 | 214 | 7,5 | 323 | 552 | 394 | 11,6 |
| | Média | 12 | 208 | 8,3 | 313 | 536 | 386 | 12,3 |
| RESFRI-ADOR | 3A | 123 | 469 | 22,1 | 1268 | 1535 | 1132 | 7,4 |
| | 3B | 108 | 484 | 12,2 | 1754 | 1756 | 1364 | 5,3 |
| | 3C | 100 | 476 | 5,2 | 1892 | 1896 | 1617 | 6,8 |
| | 3D | 118 | 481 | 8,6 | 1466 | 1783 | 1391 | 7,1 |
| | Média | 112 | 478 | 12,0 | 1595 | 1742 | 1376 | 6,7 |
| ÓLEO | 4A | 304 | 500 | 19,2 | 1181 | 1600 | 1290 | 9,2 |
| | 4B | 391 | 496 | 7,0 | 1230 | 1592 | 1230 | 9,1 |
| | 4C | 289 | 506 | 6,3 | 1146 | 1566 | 1258 | 9,4 |
| | Média | 328 | 501 | 10,8 | 1185 | 1586 | 1259 | 9,2 |
| ÁGUA | 5A | 537 | 546 | 45,6 | 1205 | 1754 | 1531 | 9,4 |
| | 5B | 528 | 540 | 8,9 | 1208 | 1559 | 1281 | 9,5 |
| | 5C | 526 | 541 | 15,3 | 1059 | 1740 | 1436 | 8,1 |
| | Média | 530 | 542 | 23,3 | 1157 | 1684 | 1416 | 9,0 |

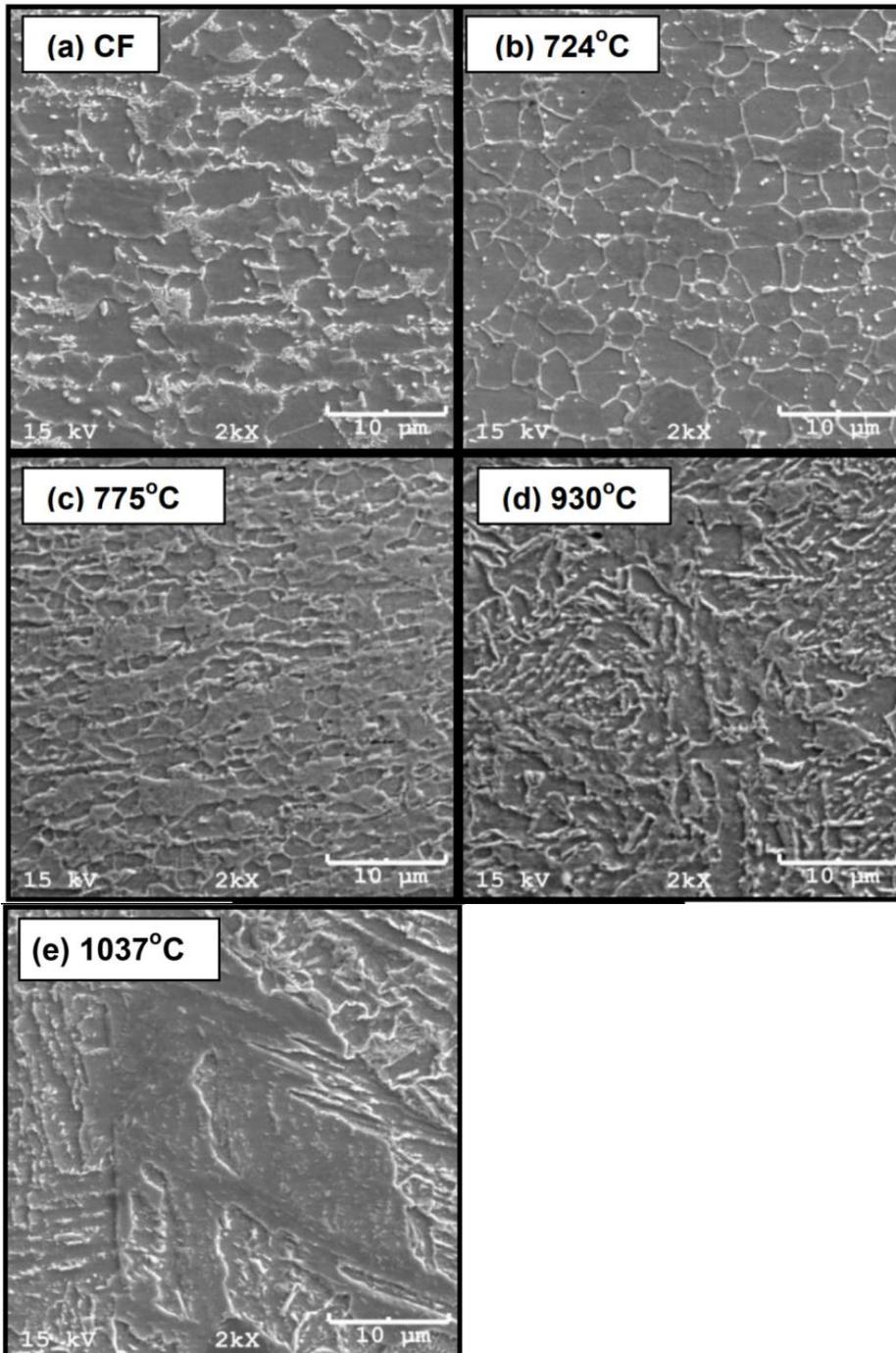
Fonte: Neto, A.O (2015)

3.2.4 Padrão de dureza

Para os aços ao carbono existe uma correlação entre os valores de dureza (HV) e a resistência mecânica a tração (σ). Considerando-se que objetiva-se conseguir valores de limite de resistência a tração superiores a 1500 MPa para o aço 22MnB5 após a estampagem a quente, necessita-se uma dureza mínima de 447 HV. Estes valores foram usados como referência para se avaliar a eficiência dos resultados obtidos. Na figura 15 podem ser observadas as microestruturas do aço submetido a diferentes temperaturas de ensaio. Na figura 16 podem ser observadas

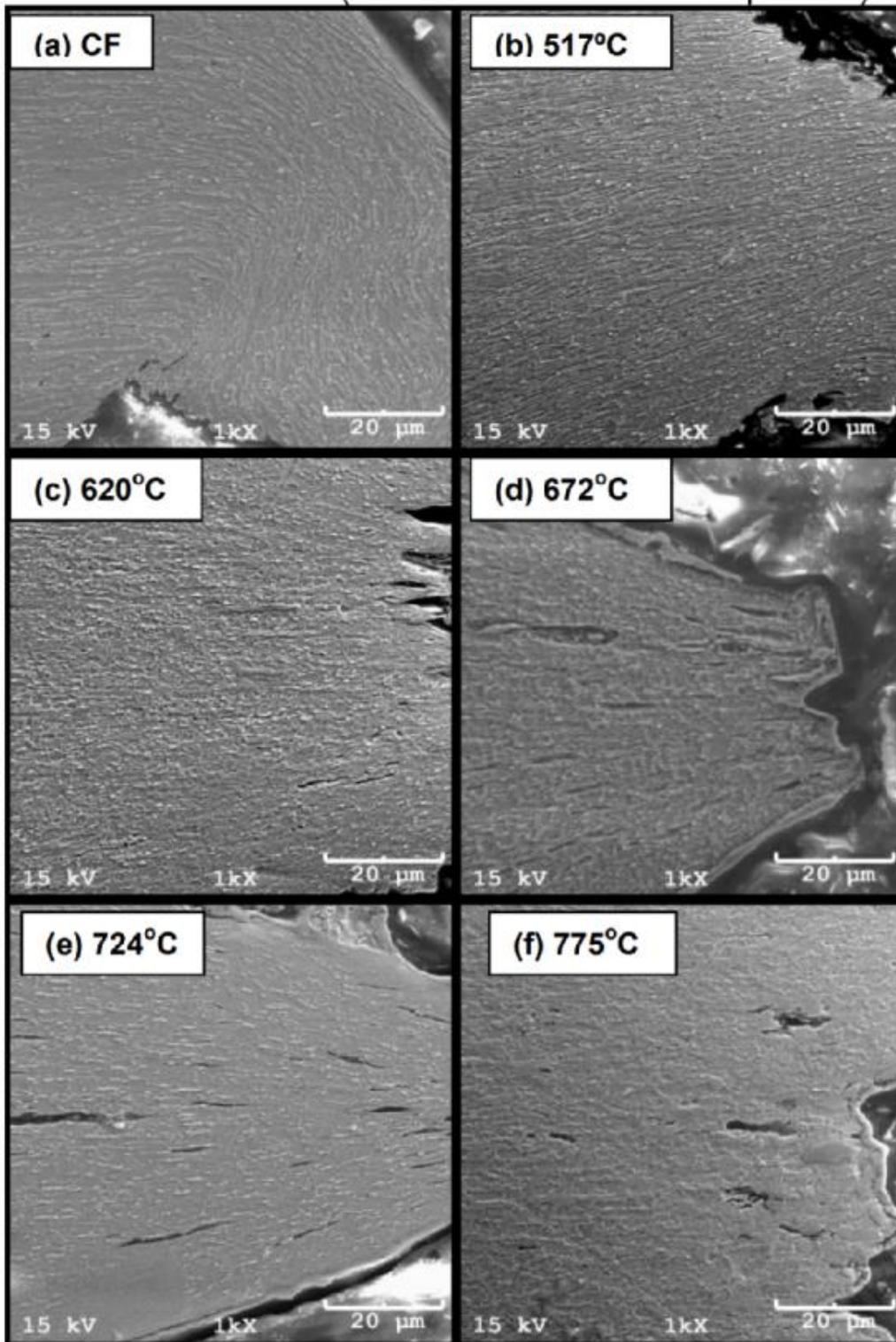
as microestruturas do aço submetido a diferentes temperaturas na região da fratura. Na figura 17 podem ser observadas micrografias típicas em função da temperatura de aquecimento, mostrando a dureza, a tensão máxima e o alongamento em imagens obtidas por MEV e com superfícies atacadas com nital.

Figura 15 - Microestruturas do aço submetido a diferentes temperaturas de ensaio (MEV - corte transversal - resfriadas ao ar - ataque nital).



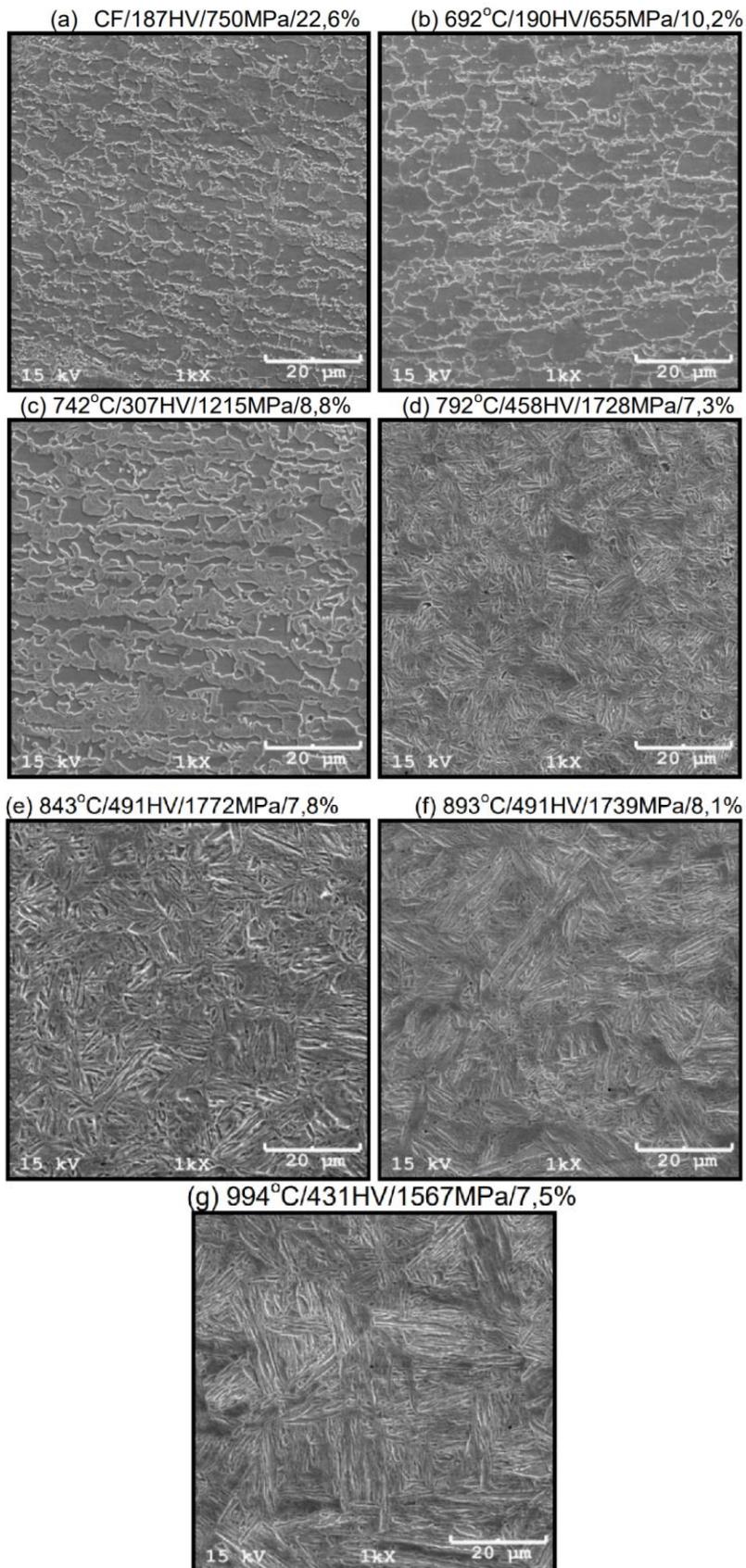
Fonte: Neto, A.O (2015)

Figura 16 - Microestruturas submetidas a diferentes temperaturas, mostrando detalhes da região da fratura (MEV - resfriada ao ar - ataque nital).



Fonte: Neto, A.O (2015)

Figura 17 - Micrografias típicas em função da temperatura de aquecimento, mostrando a dureza, a tensão máxima e o alongamento (MEV - ataque nital).



Fonte: Neto, A.O (2015)

3.2.5 Revestimento alumínio-silício

Devido às elevadas temperaturas empregadas no processo de estampagem a quente é inevitável a formação de óxido na superfície e descarbonetação do aço pelo contato do ar atmosférico durante a transferência do “blank” (pré-peça inacabada) do forno para a prensa (Karbasián et al. 2010). A camada de óxido formada apresenta elevada dureza que resulta em um desgaste prematuro da matriz de estampagem; enquanto que a descarbonetação afeta diretamente nas propriedades finais da peça, uma vez que o carbono, em combinação com o oxigênio atmosférico, deixa de exercer sua função na temperabilidade do aço.

Para evitar oxidação superficial, o aço deve ser revestido através de imersão a quente nos revestimentos a base de alumínio ou por eletro galvanização no caso de revestimentos a base de zinco. Esses revestimentos garantem a proteção contra corrosão através da formação da camada passiva de óxidos estáveis de alumínio ou zinco (Neto, 2015)

3.2.6 Soldabilidade

O aço 22MnB5, tanto na condição de fornecimento como após a estampagem, é adequado para a soldagem com outros aços do mesmo grau ou até de graus diferentes, desde que os parâmetros do processo sejam ajustados para cada caso. Apresenta boa resistência para solda por ponto, solda a arco, com gás e solda a laser. Apesar disso, o processo de solda por ponto é o mais indicado e o mais utilizado para unir componentes na indústria automobilística (Hedegård e Åslung 2011), pois é fácil de automatizar, provoca pouca distorção do componente e não necessita metal de adição (Thyssen Krupp Steel, 2008).

Hedegård e Åslung (2011) mencionaram que em solda a ponto, a zona afetada pelo calor ao redor da zona de fusão, tem sua microestrutura e propriedades alteradas durante a solda. Além dos efeitos já comentados anteriormente o autor cita que em zonas que excedem 1050 °C durante a solda irá ocorrer crescimento de grão. Quanto maior a temperatura e o tempo, maior será este efeito.

Quando o material é submetido a tensão, uma trinca pode se iniciar facilmente nesta região e se propagar. Após a estampagem a quente o material apresenta uma dureza de 500 HV1 e depois da solda esta dureza cai para 300 HV1.

Segundo o mesmo autor é necessário que o material deforme sem apresentar trincas repentinas. Neste sentido desenvolveu um trabalho onde se reveniu a região termicamente afetada pela solda através de aquecimento por indução. Concluíram que o revenido apresenta os seguintes efeitos: (a) diminui a resistência, mas aumenta a ductilidade, (b) reduz a relação deformação/dureza; (c) reduz a possibilidade de falha na região afetada pelo calor; (d) absorve mais energia (ensaio mecânico) após o revenido comparado com o material não revenido.

3.2.7 Comportamento plástico

Neste capítulo será apresentada a avaliação do efeito das principais variáveis envolvidas no processo de estampagem a quente sobre o comportamento plástico do material durante a conformação.

a) Efeito do reticulado cristalino

A deformação plástica é geralmente confinada a planos compactos os quais possuem uma maior densidade de átomos por área unitária do que os outros planos. O reticulado CFC (austenita) possui quatro planos compactos de escorregamento $\{111\}$, ou planos octaédricos, sendo que cada um deles contém três direções compactas, totalizando 12 sistemas de escorregamento (Callister, 2002; Dieter, 1981; Shackelford, 2008).

Cristais CFC (austenita) deformados plasticamente escorregam em mais de um plano octaédrico porque existem muitos sistemas de escorregamento equivalentes. Apesar disso, quando a deformação e o escorregamento ocorrem a partir de diversos planos, o cristal encrua rapidamente, pois se inicia o escorregamento múltiplo em planos que se interceptam e, neste caso, a densidade de discordâncias cresce rapidamente com o aumento da deformação (Reed-Hill, 1982). O reticulado CCC (ferrita) se caracteriza por possuir quatro direções compactas, mas existe a falta de um plano verdadeiramente compacto, tal como os

planos octaédricos do reticulado CFC, que são planos de máxima densidade, mas existem duas direções compactas [111] e $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$ (Reed-Hill, 1982).

Segundo Callister (2002) e Shackelford (2008) na estrutura CCC o escorregamento é possível para mais de uma família de planos, no entanto, alguns destes sistemas só podem se tornar operacionais a elevadas temperaturas. Segundo Dieter (1981) deslizamento no metal CCC pode ocorrer nos planos {110}, {112} e {123}, enquanto que a direção é sempre [111], sendo assim, existem 48 sistemas de deslizamento possíveis, mas como os planos não são tão compactos quanto os da estrutura CFC, são geralmente necessários maiores tensões de cisalhamento para produzir deslizamento. Segundo o autor certos metais apresentam planos de deslizamento adicionais à medida que aumenta a temperatura.

b) Efeito da temperatura

As faixas de trabalho a quente, a morno e a frio podem ser caracterizadas através da temperatura homóloga ($T_h = T/T_{\text{fusão}}$), que permite classificar a forma de conformação dos metais da seguinte maneira (Dieter, 1981; Bressan, 2011): trabalho a frio ($0,5T_h$). Segundo Bressan (2011) a distinção entre trabalho a quente e a frio também pode ser feita em função da temperatura em que se dá a recristalização efetiva do material.

Segundo Dieter (1981) o trabalho de conformação a quente é efetuado normalmente em temperaturas acima de $0,6T_f$ e a altas taxas de deformação no intervalo de 0,5 a 500 s^{-1} . Nesse caso o trabalho a quente é definido como a deformação sob condições de temperatura e taxa de conformação tais que os processos de recristalização ocorram simultaneamente com a deformação. No trabalho a quente o encruamento e a estrutura distorcida dos grãos produzida pela deformação são rapidamente eliminados pela formação de novos grãos, livres de deformação, como resultado da recristalização.

O mecanismo predominante de recristalização no trabalho a quente é a recristalização dinâmica, enquanto na deformação a frio ocorre em condições em que os processos de recuperação e recristalização não ocorrem simultaneamente (Costa e Silva e MEI, 2006).

Segundo Dieter (1981) em temperaturas acima de cerca da metade do ponto de fusão, a deformação pode ocorrer por escorregamento ao longo dos contornos de grão, sendo que este mecanismo se torna mais proeminente com o aumento da temperatura e com a diminuição da taxa de deformação. A resistência dos metais diminui com o aumento da temperatura, uma vez que a mobilidade atômica cresce rapidamente. Nesse caso deve-se esperar que os processos controlados por difusão exercessem um efeito muito mais significativo sobre as propriedades mecânicas à elevada temperatura.

Altas temperaturas também resultam numa maior mobilidade de discordâncias devido ao mecanismo de “escalagem”, o que se torna importante devido à maior facilidade de difusão e também porque a concentração de lacunas em equilíbrio aumenta com a temperatura. A temperatura mais elevadas novos mecanismos de deformação podem se tornar operativos assim como podem mudar os processos de deslizamento ou serem introduzidos processos adicionais, por exemplo, a deformação nos contornos de grão torna-se uma possibilidade adicional.

Outros aspectos podem estar associados com a instabilidade metalúrgica à elevada temperatura, como o crescimento de grão ou mesmo a oxidação catastrófica ou penetração intergranular de óxidos (Dieter, 1981). Segundo Meyers (1982) o trabalho a quente requer uma combinação de temperatura e taxa de deformação de tal forma que essencialmente não haja nenhum encruamento produzido pela deformação. A recuperação das propriedades mecânicas do material trabalhado ocorre mediante recristalização dinâmica. Já o trabalho a frio é acompanhado de encruamento.

No trabalho a morno, a deformação ocorre em temperaturas intermediárias. Os contornos de grão funcionam como sítios de fragilidade a elevadas temperaturas, pois pode ocorrer deslizamento nos contornos de grão levando à fluência plástica e/ou a abertura de vazios ao longo dos contornos. Os metais não apresentam encruamento a temperaturas significativamente maiores que a ambiente, podendo se deformar continuamente à tensão constante, o que pode se aproximar do princípio do comportamento de fluência (Dieter, 1981).

Segundo Naganathan (2010) e Merklein et al. (2006b) com o aumento da temperatura de conformação ocorre a redução dos valores de tensão para promover a deformação, de certa forma, da anisotropia. Este comportamento ocorre devido ao

balanceamento entre dois efeitos, o endurecimento associado à deformação, com a dinâmica de recuperação da microestrutura induzida pela temperatura. Zhao et al. (2014) levantaram curvas tensão-deformação de engenharia do aço 22MnB5 a diferentes temperaturas e constataram que o valor do limite de resistência é reduzido de aproximadamente 250 MPa a 600 °C para menos de 100 MPa a 900 °C. Quanto ao alongamento o valor máximo é conseguido em temperaturas da ordem de 750 °C e que abaixo (600 °C) ou acima disto (900 °C) o valor do alongamento é menor. Esse comportamento muito provavelmente está associado à superplasticidade.

A maior parte dos autores tem utilizado as curvas tensão/deformação através da aplicação de tensão axial para estudar o comportamento plástico dos aços a elevada temperatura. Estas curvas mostram o equilíbrio e o comportamento do material a diferentes estados de tensão, a formação de estrição e a fratura na condição biaxial para um cisalhamento puro. Apesar disto, quando a conformação é realizada a elevada temperatura, a conformabilidade é intensamente afetada não somente pela intensidade da deformação, mas também pela temperatura em que é realizada, pela taxa de deformação e pela evolução microestrutural que ocorre durante a conformação (Karbasián e Tekkaia, 2010).

Existem diversos ensaios disponíveis para se estudar a conformabilidade dos materiais, mas todos eles foram desenvolvidos para aplicação a temperatura ambiente. De uma maneira muito comum a avaliação da conformabilidade é feita através de curvas limite de conformação (CLC), mas elas não se mostram suficientemente precisas quando aplicada a elevada temperatura, devido ao comportamento complexo do material e as condições da interface durante o ensaio. Apesar disto alguns autores propuseram o método de predição de falha em chapa de aço conformada a elevada temperatura baseado no diagrama de limite de conformação com a temperatura como variável adicional, passando a ser designado como “diagrama CLC-T” (Turetta, 2008a).

O autor gerou uma importante contribuição determinando a “curva CLC” para o aço 22MnB5, tipicamente utilizado no processo de estampagem a quente. O ensaio foi realizado a 600 °C e mostra uma significativa melhoria da conformabilidade em relação a uma curva normal elaborada a temperatura ambiente. Karbasián e Tekkaia (2010) apresentaram a mesma curva CLC obtida por diversos outros autores.

c) Efeito do tamanho do grão

As condições de austenitização, associadas principalmente ao tempo e a temperatura, bem como a intensidade de deformação, determinam o tamanho de grão que, por sua vez, irá influenciar tanto o comportamento plástico do material durante a conformação mecânica como as transformações de fase subsequentes que irão ocorrer durante o resfriamento e, por consequência, as propriedades finais do componente estampado.

Turetta et al. (2006) avaliaram as condições de austenitização sobre o crescimento de grão de um aço 22MnB5, expondo-o a temperaturas entre 850 e 950 °C, durante o tempo de 1 a 10 minutos. Constataram que acima de um tempo de espera de 5 minutos já se atinge uma completa austenitização e que tempos de até 10 minutos não geram crescimento de grão, obtendo-se um tamanho entre 25 e 35µm. Os precipitados favorecem o ancoramento e impedindo a movimentação dos contornos, inibindo com isto o crescimento do grão. Geralmente, quanto mais fino o precipitado menor a ductilidade do aço devido o seu maior efeito sobre o ancoramento do contorno do grão. Quanto mais grosseiro e mais distribuído for o precipitado, provocado por operações de reaquecimento, menor o efeito sobre o ancoramento e sobre a ductilidade.

3.2.8 Formação da martensita

Conforme Shah (2015), a formação de martensita ocorre pelo mecanismo de transformação deslocada, portanto envolve a deformação da rede de austenita sem qualquer difusão de átomos. O carbono, em solução sólida na austenita, não pode se difundir quando a transformação martensítica ocorre e, portanto, forma uma fase difícil, pois o carbono é formado em solução sólida na martensita. A estrutura de martensita geralmente contém um deslocamento de alta densidade e tem uma relação de orientação específica com a austenita parental. A morfologia é de placa fina ou tipo ripas para minimizar a energia de deformação associada à deformação da forma. Normalmente, a reação da martensita ocorre atêrmicamente nos aços.

No processo de estampagem a quente tanto a conformação como o resfriamento são realizados através de uma ferramenta de estampagem. Para a obtenção do efeito desejado a ferramenta precisa promover extração rápida de calor e um resfriamento contínuo, homogêneo e controlado do material estampado até próximo da temperatura ambiente no sentido de garantir a cinética de transformação de fase. As características mecânicas do material após estampagem a quente dependem diretamente desta cinética, por isto o controle da taxa de resfriamento é fundamental no sentido de se obter uma microestrutura preponderantemente martensítica, de elevada dureza, o que irá garantir a resistência mecânica.

Após as transformações que ocorrem durante o resfriamento, embora se obtenha uma microestrutura preponderantemente martensítica, em alguns casos, também podem estar presentes outras microestruturas para que o componente apresente tenacidade. A avaliação da microestrutura normalmente formada é feita através da análise metalográfica, mas muitas vezes isto se torna um tanto difícil principalmente quando se tem bainita e martensita misturadas. Nesse caso o exame ótico, utilizando o método comparativo, não permite quantificar com precisão a estrutura formada, devendo-se para isto utilizar técnicas mais complexas, como o exame de microscopia eletrônica ou técnica de difração de Raios X.

No sentido de tornar esta análise mais fácil, Naderi, Ed-Akbari e Bleck (2008) utilizaram a técnica de dureza e assumiu que estruturas totalmente martensíticas tem um dureza acima de 400 HV_{0,8}, estrutura bainita tem dureza entre 200 e 400 HV_{0,8} e a ferrita abaixo de 200 HV_{0,8}.

A formação da martensita caracteriza-se por uma transformação no estado sólido que ocorre a partir do resfriamento brusco da austenita, e se dá pelo cisalhamento da estrutura cristalina. Nesse caso, como não existe difusão e não existe mudança da composição química durante a transformação como tipicamente se observa na formação das demais estruturas (ferrita, perlita, bainita). Quando ocorre o resfriamento brusco muda-se a condição de equilíbrio que separa os intervalos de estabilidade, mudando a energia livre que passa de uma fase instável em alta temperatura para a estável a baixa temperatura. Esta variação de energia livre é a principal força motriz para promover a reação martensítica (Silva, 2007; Reed-Hill, 1982; Honeycombe 1982; Hume-Rothery, 1968).

Segundo esses autores a martensita é uma fase cuja formação ocorre através de deformações, ou seja, ele precisa de certa quantidade de energia elástica, como a energia contida nas próprias discordâncias presentes na estrutura. Por isto só ocorre quando a velocidade de resfriamento for suficientemente elevada, criando tensões internas no material.

Com base neste conceito pode-se acelerar a transformação da martensita fornecendo-se externamente energia através da deformação plástica aplicada durante o resfriamento. Como o superesfriamento necessário para iniciar a reação martensítica é muito grande, depois que tem início a velocidade é extremamente elevada (o tempo de formação das agulhas é de 10^{-7} s), não dependendo mais da temperatura, ou seja, os átomos não precisam mais ser termicamente ativados para ocorrer o processo de nucleação e crescimento.

Nesse caso os núcleos crescem rapidamente na forma de plaquetas e só interrompem este processo quando encontram barreiras, como os contornos de grão ou mesmo outras placas de martensita. A martensita formada constitui-se de uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC), que não deixa de ser uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (CCC), como mostrado na figura 18. Essa distorção da estrutura, com o carbono localizado no centro do seu reticulado, é que garante as propriedades típicas da martensita, como elevada resistência mecânica e dureza. Isso ocorre porque é dificultada a ativação ou formação dos mecanismos próprios de deformação, como os planos de escorregamento, que possibilitem uma deformação fácil do material quando da aplicação de um esforço mecânico.

Diante disso a martensita é dura e apresenta elevada resistência mecânica, no entanto é frágil. A relação entre as dimensões deste tetraedro (c/a) aumenta com o teor de carbono de acordo com a equação 2, contribuindo para aumentar a distorção, interferindo de forma significativa nas propriedades finais da martensita. Se o aço possuir um teor de carbono muito reduzido os parâmetros “c” e “a” da estrutura tendem a ser iguais, ou seja, a estrutura passa a ser novamente simétrica ou octaédrica (CCC), resultando em baixas propriedades mecânicas, mesmo que tenha sido temperada (Honeycombe, 1982).

$$c/a = 1 + C \quad (\text{equação 2})$$

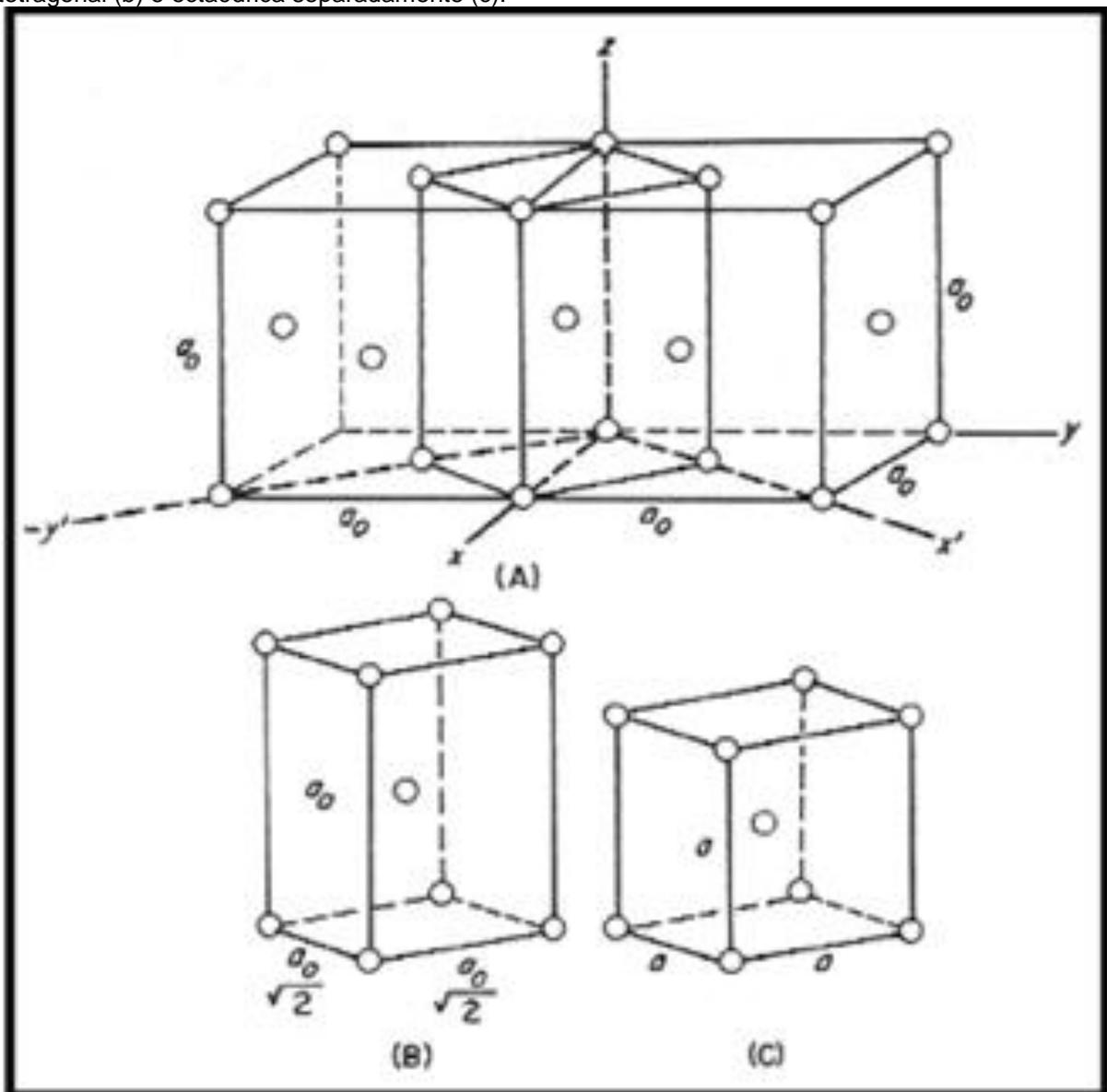
onde:

c = Parâmetro da rede

a = Parâmetro da rede

C = Teor de carbono (%)

Figura 18 - Esquema mostrando a formação da martensita a partir da austenita (a) e a estrutura tetragonal (b) e octaédrica separadamente (c).



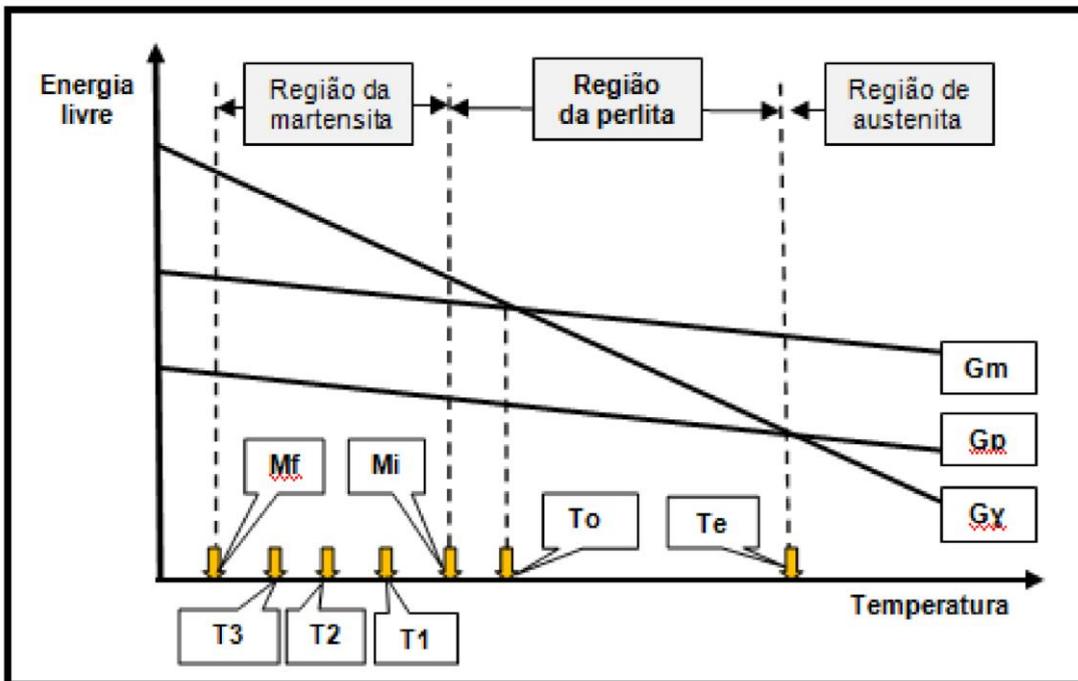
Fonte: Honeycombe (1982).

Shi et al. (2012) observou que durante a transformação não isotérmica da austenita metaestável ocorre a formação de certa quantidade de ferrita poligonal no contorno de grão e que varia em função da taxa de resfriamento, da taxa de conformação, da intensidade de deformação e da temperatura inicial de deformação. A formação da ferrita ocorre por um processo de nucleação e crescimento através da difusão, dentro de um período de incubação, que é sensível à temperatura e à quantidade de austenita deformada. Ambas estão diretamente relacionadas à energia de deformação armazenada na austenita que intensifica a nucleação da ferrita e reduz o período de incubação. O aumento da taxa de resfriamento ou o decréscimo da taxa de deformação e a temperatura inicial de deformação resulta em menor temperatura final de deformação e maior energia armazenada, gerando maior quantidade de ferrita em contorno de grão, formando plaquetas paralelas de ferrita ou de ferrita/bainita, principalmente quando a deformação ocorrer a temperaturas inferiores a 650 °C.

Este autor também observou que a deformação da austenita promove uma transformação de fase difusional que pode resultar em um enriquecimento de carbono na austenita não transformada. Outro fator que pode estar gerando este efeito é que a deformação aplicada na austenita, antes da transformação martensítica, irá aumentar a resistência da austenita através do aumento da quantidade de discordâncias, o que irá dificultar o cisalhamento do reticulado necessário para que ocorra a formação da martensita.

A transformação martensítica também pode ser avaliada através do ponto de vista termodinâmico. Segundo Costa e Silva (2006), conforme mostrado na figura 19, no resfriamento brusco, quando a temperatura for menor que T_0 , haverá tendência de formação da fase metaestável, ou seja, a martensita, no entanto, esta fase só aparecerá realmente quando a temperatura for inferior a M_i . Isso se dá porque, sendo a martensita uma fase cuja formação ocorre com deformação, precisa certa quantidade de energia elástica para a sua formação.

Figura 19 - Aspectos termodinâmicos envolvidos na formação da martensita com as linhas de energia livre de Gibbs (G), para cada fase microestrutural



Fonte: adaptado de (Costa e Silva e MEI, 2006)

Devido ao elevado superesfriamento (T_o - M_i) requerido para iniciar a reação, e por ser uma transformação sem difusão, depois que iniciada sua velocidade é muito rápida e os núcleos crescem rapidamente na forma de plaquetas. As plaquetas só param de crescer quando encontram barreiras como os contornos de grão ou mesmo outras plaquetas. Como a energia de deformação é gerada durante o processo, o crescimento a uma determinada temperatura é limitado. Dessa forma, se for reduzida a temperatura para "T1" a energia livre disponível (ΔG) aumenta, e uma fração desta fica disponível para ser utilizada como energia para novas nucleações. Apesar disto, quando toda a energia livre é utilizada o processo para e somente uma parte da austenita é transformada em martensita. Abaixando-se a temperatura para T2 e T3, sucessivamente, novas regiões de martensita são formadas até que a reação se complete, quando for atingida a temperatura M_f . O que se constata é que quanto mais rápido o resfriamento maior será o superesfriamento, maior a quantidade de energia livre disponível, maior a intensidade de nucleação e maior a quantidade de martensita crescendo simultaneamente. Com isso maiores serão as barreiras que impedem o crescimento das plaquetas, passando a ser mais refinadas e mais duras.

Segundo Costa e Silva e Mei (2006) no caso de aços de baixo teor de carbono (como é o caso do aço 22MnB5), estas plaquetas se apresentam na forma de ripas, enquanto que nos aços de médio teor de carbono (maior que 0,60%) se apresentam na forma de ripas e agulhas e elevado carbono (acima de 1,0%) só na forma de agulhas. Segundo Askeland (2008) nos aços de elevado teor de carbono a martensita se apresenta na forma de placas grosseiras, que se dispõem na forma triangular. Isto faz com que sejam muito duras e quebradiças, pois há maior distorção da rede cristalina e elevada razão entre os parâmetros c/a . Já nos aços de baixo carbono se apresenta na forma de ripas estreitas e finas, que crescem lado a lado e são bem mais refinadas que a anterior. Nesse caso a martensita não é tão dura e frágil e ainda apresenta apreciável resistência mecânica.

3.2.9 Fatores envolvidos na transformação de fase

A cinética de transformação da austenita em martensita no processo de estampagem a quente é complexa, pois é determinada por pelo menos três conjuntos de fatores, como listado abaixo:

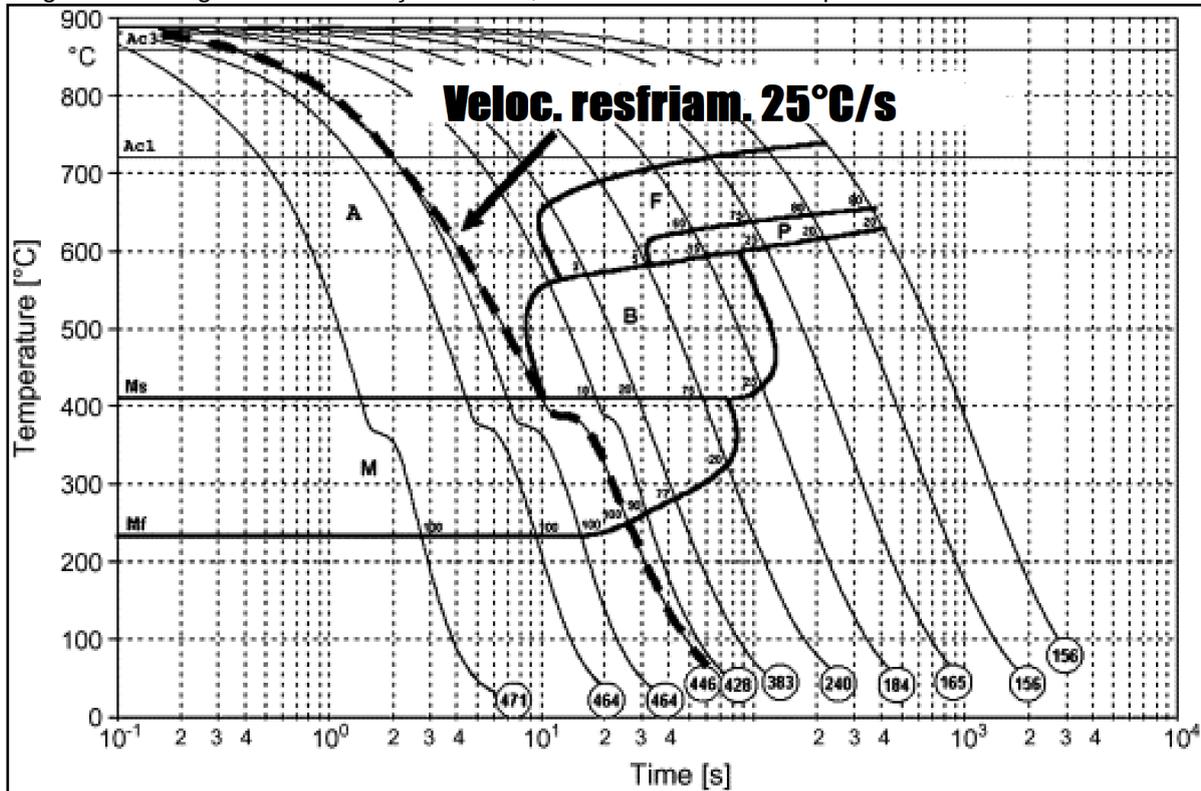
- METALÚRGICOS: associados às características intrínsecas do material;
- TÉRMICOS: associado à temperatura e o resfriamento;
- MECÂNICOS: associado à deformação aplicada durante a conformação.

a) Velocidade crítica de têmpera

Naderi (2007) estudou o aço 22MnB5 e levantou o diagrama de resfriamento contínuo CCT através de análise dilatométrica (figura 20), a partir do qual determinou que a temperatura (Ac_3) é 880 °C e a temperatura (Ac_1) é 720 °C. Também determinou que a temperatura de início de transformação da martensita (M_i) está entre 410 e 420 °C e a temperatura final (M_f) é de 230 °C. Ravindran (2011) determinou que a temperatura M_i é 420 °C e M_f é 280 °C, Merklein (2006b) e Karbasian (2010) sugerem que seja respectivamente de 425 e 280 °C. A velocidade de resfriamento é determinada entre o início do processo de resfriamento, ou início do processo de transformação (temperatura eutetóide) e o início da transformação da martensita (M_s).

Segundo Naderi (2007) a velocidade crítica de têmpera para garantir uma estrutura totalmente martensítica deve ser maior que $25 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$. Turetta (2008a) determinou que esta velocidade   $30 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$, já Ravindran (2011), Merklein (2006b) e Karbasian e Tekkaia (2010) sugerem que seja maior que $27 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$.

Figura 20 - Diagrama CCT do  o 22MnB5, austenitizado a $900 \text{ }^\circ\text{C}$ por 5 minutos



Fonte: adaptado de (Naderi, 2007)

b) Composi o química

b.1) Boro

Conforme Shah (2015), o boro retarda a nuclea o heterog nea da ferrita alotriomórfica em maior extensão do que a bainita. O boro retarda a nuclea o por segregac o nos limites dos grãos de austenita e, assim, reduz a energia interfacial por unidade de área, aumentando assim a energia de ativa o da nuclea o. A adi o em larga escala   prejudicial porque leva   forma o de boretos nos limites dos grãos de austenita, o que aumenta a nuclea o da ferrita. O boro deve estar presente na soluço, pois não   eficaz se estiver presente como óxido e nitretos,

portanto esses aços são desoxidados com alumínio e titânio tratados para remover o nitrogênio.

O boro está constantemente presente nos aços utilizados na estampagem a quente e desempenha um papel fundamental. Mesmo em pequenas quantidades (20 a 30 ppm) aumenta consideravelmente a temperabilidade. A presença de boro aumenta o tempo de incubação para formação da ferrita e diminui a velocidade de nucleação após o início da formação da ferrita. Isso promove o deslocamento das curvas do diagrama TTT (CCT) para a direita, atrasando a decomposição da austenita, assim como a formação de precipitados que agem como precursor para a formação da ferrita pró-eutetóide, promovendo a temperabilidade (World Auto Steel, 2009; Gorni, 2008ab/2010, Song et al. 2012; Bian e Mohrbacher, 2013).

Para que gere o efeito desejado o boro presente deve estar em solução sólida. Ocorre que o boro tem grande afinidade com o oxigênio e o nitrogênio gerando óxidos e nitretos, reduzindo sua efetividade. Em função disso, adições de certos elementos como o alumínio e o titânio são frequentemente empregados para proteger o boro, atraindo o oxigênio e o nitrogênio, evitando que reajam com o boro. Segundo Naderi (2007) em aços contendo maiores teores de carbono a adição de Ti pode ser uma solução para aumentar o efeito do boro, pois consome tanto o carbono como o nitrogênio para produzir nitretos e carbonetos destes elementos, impedindo a formação de carbonetos de boro. Com isso sobra mais boro para promover a temperabilidade e seu efeito endurecedor é aumentado. A temperabilidade do aço aumenta com o teor de boro até um valor considerado ótimo e quando excede este valor começa a decrescer. Ocorre que teores mais elevados de boro levam a formação de borocarbonetos nos contornos de grão austenítico, o que reduz a temperabilidade. Diante disso o efeito de endurecimento pelo boro é mais proeminente quanto menor o teor de carbono no aço.

He et al. (2011) reportou que o rápido resfriamento a partir de elevada temperatura de austenitização ou uma deformação isotérmica da região austenítica anterior a transformação de fase faz com que o valor do boro segregado para o contorno de grão aumente para níveis superiores ao de equilíbrio, o que a princípio favorece a temperabilidade. Segundo o autor, o que se constata é que existem muitos fatores que podem afetar o mecanismo de endurecimento a partir do boro. Pode ser citada a temperatura de austenitização, o tamanho de grão, o histórico de

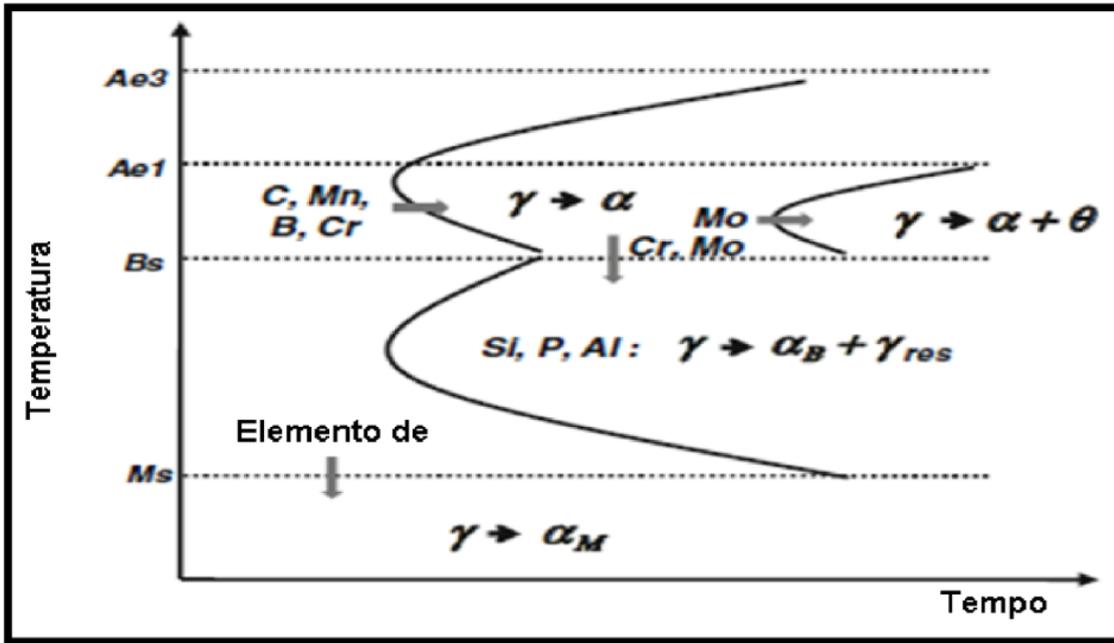
tratamento térmico, o teor de carbono, a quantidade de boro, a forma com que está presente, a presença de outros elementos de liga e impurezas, como o N, Ti, Al, bem como a interação entre esses fatores.

b.2) Manganês

Conforme Shah, M; 2015, o manganês é uma liga de baixo custo e contribui para a dureza profunda. Reduz a temperatura Bs e refina a microestrutura bainítica - aumentando a força e a resistência. É usado na faixa de 0,2 a 4,0% em peso. Se for usado em maior quantidade, faz com que a taxa de ductilidade e transformação da bainita caia e a propensão da formação de martensita aumente à medida que causa a segregação de Mn e a formação de austenita retida em bloco. A temperatura T0 diminui com o aumento do teor de manganês, como também ilustrado na figura 21. Assim, a composição é projetada de modo a permitir fornecer alto valor de T0-Bs. O manganês também desacelera a transformação perlítica por causa de sua lenta difusividade, mesmo através da interface móvel.

Durante a estampagem a quente a taxa de resfriamento deve ser suficientemente elevada para inibir a formação de microestruturas não desejadas, como a ferrita e a perlita, que ocorrem tipicamente por difusão, ou mesmo outras reações intermediárias que geram a formação da bainita. Portanto a velocidade de resfriamento deve ser maior que a velocidade crítica de têmpera, que é uma característica de cada aço, a qual é determinada pela concentração de determinados elementos de liga que fazem parte de sua composição. O efeito desses elementos sobre a cinética de transformação de fase é mostrado na figura 21, onde pode ser observado que afetam a temperatura de início de formação tanto da martensita (Ms) como da bainita (Bs). Também deslocam as curvas do diagrama CCT para a direita, aumentando a temperabilidade, bem como decrescem a temperatura Ms (C, Mn, Cr e Si) ou a elevam (Mo).

Figura 21 - Diagrama CCT mostrando a influência dos principais elementos de liga sobre a cinética de decomposição da austenita



Fonte: adaptado de (SONG et al, 2012)

Quanto mais baixa for a temperatura Ms mais rápido deve ser o resfriamento no sentido que o material atinja efetivamente esta temperatura e não inicie outro tipo de transformação, como a bainita ou mesmo a ferrita/perlita. Os elementos de liga também afetam a temperatura final de transformação da martensita (Mf). Quanto menor esta temperatura maior a possibilidade da austenita não se transformar totalmente em martensita, gerando parcela considerável de austenita retida. Tanto o deslocamento das curvas como das temperaturas de transformação irão determinar a microestrutura obtida e as propriedades finais do material.

b.3) Carbono

Um dos elementos de liga mais significativo no aço é o carbono, o qual determina a formação da martensita por ser forte estabilizador da austenita, suprimindo totalmente a decomposição preliminar da austenita, tanto durante o resfriamento contínuo como durante a transformação isotérmica. Apesar do carbono, quando em solução sólida, ser o elemento endurecedor mais efetivo da martensita, em certos casos seu uso é limitado para assegurar outras propriedades importantes

como, por exemplo, a soldabilidade, que é uma característica necessária na maioria das aplicações dos aços estampados a quente (Song et al, 2012).

Naderi (2007) realizou experiências com diferentes aços “Hot-Formed” e constatou que, embora tenham sido conseguidas microestruturas totalmente martensíticas, os valores de dureza obtidos não foram os mesmos. Isso está associado ao teor de carbono assim como ao tamanho do grão austenítico primário. Maiores teores de carbono elevam a dureza o que também elevam a resistência mecânica, por isto os maiores valores de resistência foram conseguidos com o aço 37MnB4 contendo 0,33% de carbono, mas isto prejudicou a ductilidade e a conformabilidade.

Naderi et al. (2011ab) avaliaram aços ao boro com diferentes teores de carbono e constataram que o incremento do teor de carbono promove aumento da tensão de escoamento e da tensão máxima, mas diminui o alongamento.

3.3 Estampagem a quente

3.3.1 Introdução

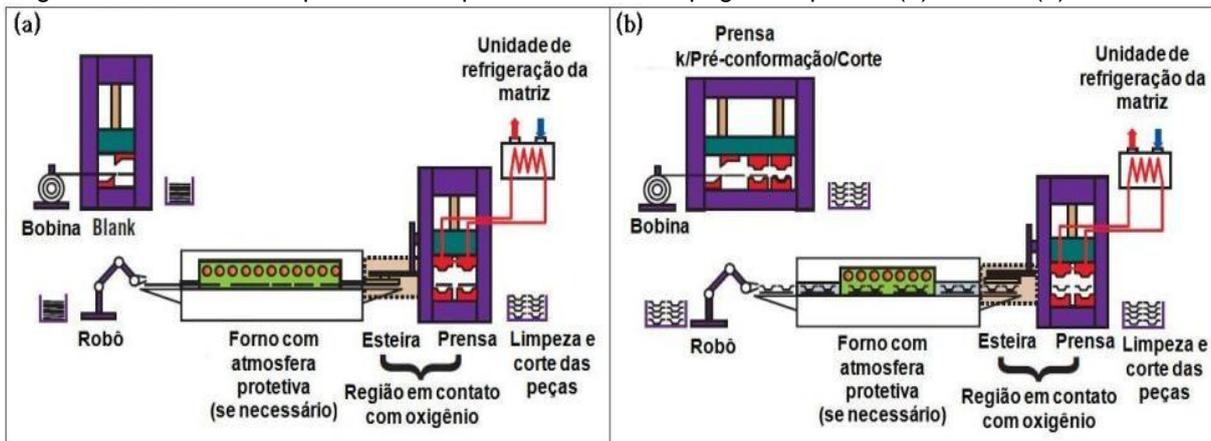
A estampagem a quente é um processo que foi desenvolvido e patenteado na década de 70 pela empresa Norrbottens Jarnverk Steel Works em Luleå, na Suécia, que se fundiu a SSAB Hardtech e hoje é conhecida como Gestamp Hardtech. Em 1984, a Saab Automobile foi a primeira fabricante de veículos que adotou o conceito de componentes estampados a quente em seus veículos, sendo aplicado inicialmente no modelo Saab 9000 (Miranda, 2015).

A estampagem a quente consiste na austenitização da peça de aço acima da temperatura A_{c3} , entre 900 e 950 °C, normalmente entre 4 e 10 min. Em seguida a peça é transferida para uma prensa, onde é conformada e resfriada bruscamente (temperada) por matrizes refrigeradas. O aço tipicamente usado para essa aplicação é o 22MnB5, que apresenta adequada temperabilidade e, por isso, exibe uma microestrutura totalmente martensítica após estampagem a quente (Gorni, 2008).

No caso do processo indireto, o que diferencia do processo direto, é que inicialmente o *blank* é conformado a frio, por uma matriz convencional, até que a peça atinja 80 a 90% da sua forma final. Logo após, o semiproduto é pré-aquecido

até a temperatura de austenitização, seguindo os mesmos passos descritos no processo direto de estampagem a quente. A intenção deste método é reduzir o desgaste das ferramentas, provocado pelo elevado atrito entre a matriz e a peça, e aumentar o limite de conformação para formas muito complexas. A representação esquemática dos processos direto e indireto de estampagem a quente são mostradas na figura 22.

Figura 22 - Desenho esquemático do processo de estampagem a quente: (a) direto e (b) indireto



Fonte: revista Ferramental

A chapa é conformada e a têmpera é realizada simultaneamente com a conformação. Devido à transferência da peça do forno para a prensa, ocorre uma transferência de calor para o meio, sendo que a temperatura em que se inicia o processo de transformação da martensita é aproximadamente 400 °C, a faixa de temperaturas para a realização do processo de formação da martensita é limitada em aproximadamente de 850 °C até 400 °C. A conformação é realizada no estado austenítico do material, durante o processo de conformação a taxa de resfriamento de 27 °C.s⁻¹ deve ser obtida, para que não haja uma transformação da microestrutura para bainita. Com a conformação das chapas a quente se reduz o retorno elástico e proporciona uma redução da resistência mecânica, possibilitando estampar peças com maiores dimensões para uma mesma prensa, se comparado com peças estampadas à temperatura ambiente, devido a redução da tensão de escoamento e conseqüentemente da energia necessária, pela prensa, para realizar a deformação (Karbasián, 2010).

A conformação deve ser realizada antes que se atinja a taxa de resfriamento para o início da transformação da microestrutura existente para martensita. O

sistema deve possuir um rápido fechamento, para melhor controle dos parâmetros do processo, para amenizar a perda de calor para o meio, tendo um maior controle do início do processo de têmpera. A estampagem a quente é empregada, principalmente, na produção de componentes para a indústria automobilística, cujos tamanhos dos componentes utilizados são relativamente grandes e com diversos formatos. O resfriamento rápido deve ser assegurado para que se obtenha uma estrutura totalmente martensítica, garantindo níveis de resistência mecânica acima de 1500 MPa. O diagrama CCT (do inglês - Continuous Cooling Transformation) para o aço 22MnB5 mostra as faixas de formação de estruturas em função da temperatura e do tempo de resfriamento, conforme já apresentado na figura 20.

Segundo Karbasian e Tekkaya, para ter sucesso é preciso reunir profundo conhecimento em todos os fenômenos envolvidos: térmicos, mecânicos, micro estruturais e tecnológicos.

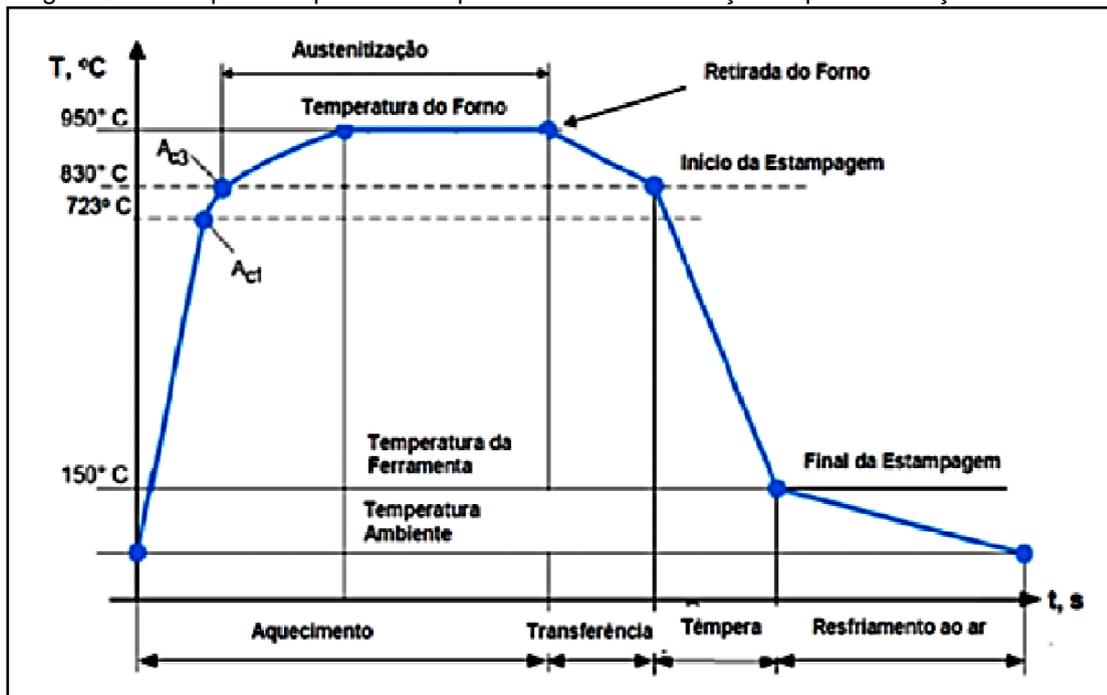
Nos estudos de Lechler e Merklein (2006) utilizando aço 22MnB5 foi relatado que uma dureza acima de 470 HV (46,9 HRC) indica uma microestrutura final da peça 100% martensítica.

3.3.2 Processo e parâmetros de controle

O sucesso da produção de peças de alta resistência através do processo de conformação a quente de chapas está associado à combinação adequada dos parâmetros de controle como taxa de aquecimento, tempo de permanência no forno e taxa de resfriamento durante a estampagem (Hall et al., 2012).

Na figura 23, é ilustrado um exemplo de ciclo de processo envolvendo os parâmetros tempo e temperatura (Erhardt, 2008) que deverão ser ajustados de acordo com o aço e o tipo de revestimento. Tanto a espessura do aço quanto do revestimento exigem controles específicos destes parâmetros (Järvinen et al., 2016; Hall et al., 2013).

Figura 23 - Tempo x temperatura do processo de conformação a quente de aço ao boro



Fonte: (Erhardt 2008)

3.4 Ensaio mecânico de tração

O ensaio mecânico de tração é um dos ensaios mecânicos mais utilizados. Ele tem como objetivo fornecer dados relativos à capacidade de um sólido suportar forças de tração. O ensaio mecânico de tração segundo Dieter (1981) é amplamente usado para obtenção de informações básicas sobre a resistência de materiais, e como um ensaio de controle de especificações. Autores como Schaeffer (1999) e Souza (1974) dizem ser o ensaio mecânico de tração o método mais utilizado para determinação das propriedades mecânicas de chapas metálicas, sendo possível a obtenção do limite de resistência, do limite de escoamento, do grau de encruamento e do índice de anisotropia do material. Schaeffer (1999) define o ensaio mecânico de tração como sendo um ensaio uniaxial e sem atrito, efetuado em máquinas de ensaios que possuem uma garra fixa e uma outra móvel, que promovem a pega e tracionam o corpo de prova, normalmente até sua ruptura (ensaio destrutivo). As máquinas são equipadas com sensores para registrar a força e o alongamento do corpo de prova, os quais podem ser confeccionados com diferentes comprimentos, larguras e formatos, definidos por diferentes normas, ASTM E8, ABNT NBR 6673, ASTM E 646, DIN EN 10 002-1, JIS, entre outras, sendo a norma JIS utilizada neste trabalho.

3.5 Correlação de imagem digital

3.5.1 Padrão de manchas aleatórias (ou pontos aleatórios)

Conforme Sutton et al. 2009, para resolver o problema de correspondência exclusivamente, a superfície do objeto deve exibir certas propriedades. A discussão do problema de abertura acima mostrou que estruturas orientadas, como linhas, limitam a determinação de vetores de movimento ao componente ortogonal à estrutura. A textura ideal da superfície deve, portanto, ser isotrópica, isto é, não deve ter uma orientação preferida. Além disso, mostramos que a repetição de texturas pode levar a problemas de registro incorreto. A textura da superfície preferida deve, portanto, não ser periódica.

Esses requisitos naturalmente levam ao uso de texturas aleatórias, como o padrão de manchas formado quando uma superfície coerentemente iluminada é vista através de uma abertura. Os padrões comumente aplicados geralmente se assemelham a padrões de manchas a laser em algum grau. No entanto, os padrões usados na correlação de imagem digital aderem à superfície e se deformam com a superfície e, portanto, nenhuma perda de correlação ocorre mesmo sob grandes translações e deformações. Uma das principais características dos bons padrões de manchas é o alto conteúdo de informações. Como toda a superfície é texturizada, as informações para correspondência de padrões estão disponíveis em qualquer lugar da superfície, e não apenas em uma grade comparativamente esparsa. Isso permite o uso de uma abertura relativamente pequena para a correspondência de padrões, geralmente chamada de subconjunto ou janela.

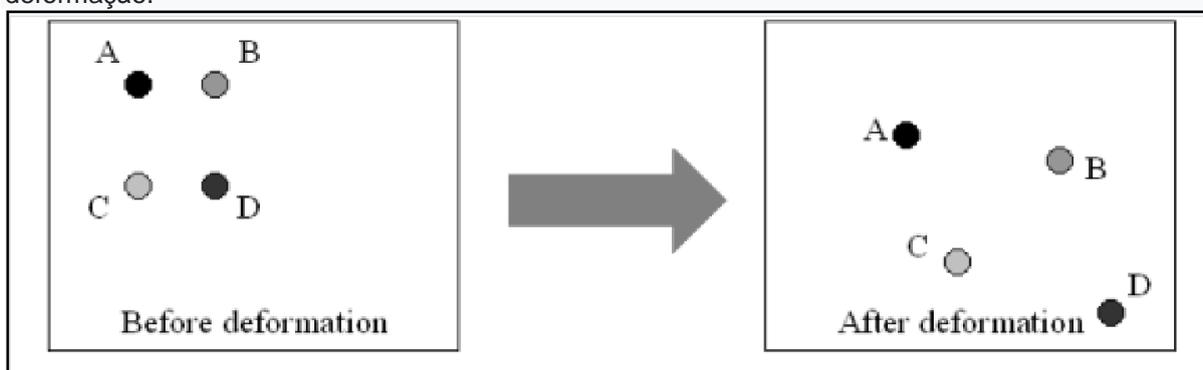
3.5.2 Técnica de correlação de imagem digital

A correlação de imagem digital é um método óptico que utiliza uma correlação matemática de análise para examinar os dados de imagem digital que são colhidos enquanto as amostras estão em ensaios mecânicos (Correlated Solutions, 2008). Essa técnica consiste em capturar imagens consecutivas com uma câmera digital durante o período de deformação para avaliar a mudança na superfície e entender o comportamento da amostra enquanto estiver sujeito a cargas incrementais.

Para aplicar este método, a amostra precisa ser preparada pela aplicação de um padrão aleatório de pontos (manchas) à sua superfície.

No software computacional, essas diferenças entre os padrões podem ser calculadas correlacionando todos os pixels da imagem de referência com a imagem deformada. Na figura 24, é exemplificada a condição inicial e a após a deformação. Cintrón, R et al. 2008.

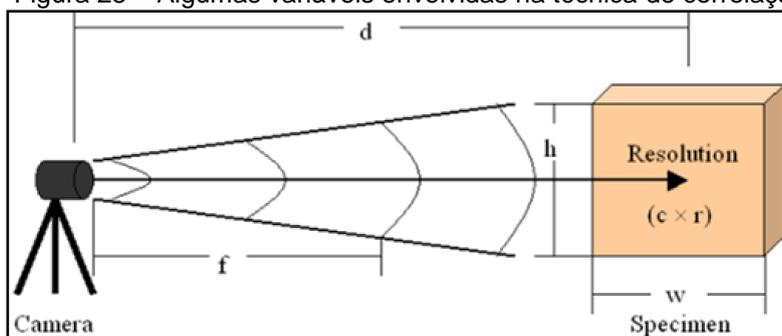
Figura 24 - A imagem antes da deformação mostra quatro pontos de diferentes formas de cinza que representam quatro pixels diferentes. A imagem após a deformação mostra os mesmos quatro pontos, mas agora representando outros quatro pixels. O software de computador calcula a diferença entre a localização dos pontos (pixels) das diferentes imagens e os correlaciona para determinar a deformação.



Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Para obter medições precisas com essa técnica, é importante considerar algumas variáveis. Os resultados vão depender da resolução da imagem digital (pixels colunas (c) \times linhas de pixels (r)), da largura (w) e da altura (h), da amostra, da distância entre a câmera e da amostra (d), da distância focal da lente (f) e da distância aplicação do padrão de manchas, conforme figura 25. Cintrón, R. et al. 2008.

Figura 25 – Algumas variáveis envolvidas na técnica de correlação de imagem digital



Fonte: Cintrón, R et al. 2008

3.5.3 Relacionando a resolução da imagem e as dimensões da amostra

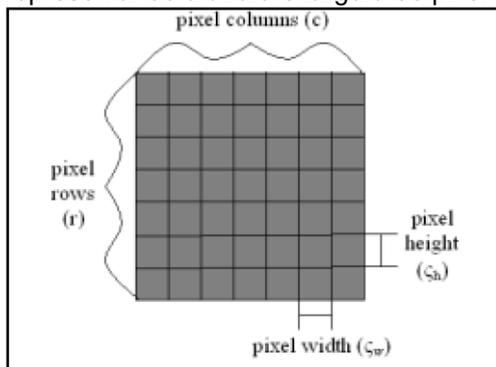
A resolução refere-se ao número de pixels em uma imagem e descreve quantos detalhes podem ser visualizados em uma imagem. Para determinar a quantidade de espaço representado por um pixel em uma imagem da amostra, as dimensões da amostra (largura e altura) devem ser divididos pela resolução da câmera (colunas e linhas de pixels). Duas diferentes equações podem ser usadas para determinar o espaço em pixels representado em uma imagem. Cintrón, R. et al. 2008.

$$\zeta_w = \frac{w}{c} \quad (\text{equação 3})$$

$$\zeta_h = \frac{h}{r} \quad (\text{equação 4})$$

A equação 3 permite calcular a largura do pixel representada na imagem da amostra, onde ζ_w é a largura do pixel, w é a largura da amostra e c é o número de colunas de pixels na imagem. A equação 4 permite calcular a altura do pixel representada na imagem da amostra, onde ζ_h é a altura do pixel, h é a altura da amostra e r é o número de linhas de pixel na imagem. À medida que a resolução aumenta, o valor ζ diminui, e à medida que as dimensões da amostra aumentam, o valor ζ aumenta. Independentemente das dimensões da amostra, os valores de ζ_w e ζ_h para uma amostra individual sempre são iguais.

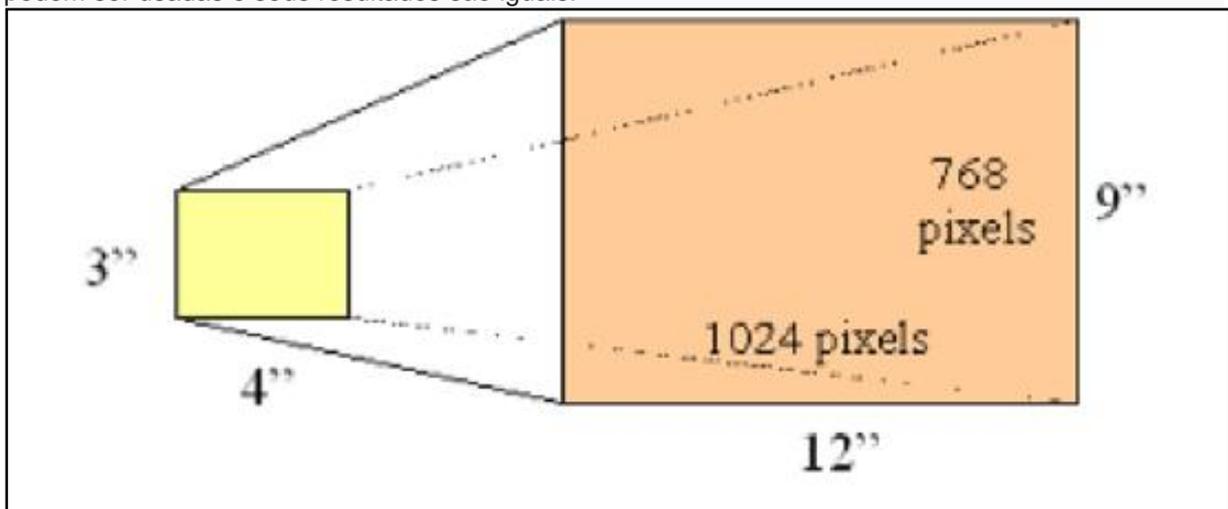
Figura 26 – Uma parte de uma imagem digital com suas colunas e linhas de pixels e também representando a altura e largura do pixel



Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Todas as resoluções de câmera digital têm uma proporção de 4: 3 ou 3: 2. A maioria das câmeras digitais comuns têm uma resolução de imagem de proporção de aspecto de 4: 3 (ou seja, 800 x 600, 1024 x 768, 1280 x 960, etc.). Para explicar, serão usadas a relação entre a resolução da imagem e dimensões da amostra, resoluções de proporção de aspecto 4: 3. É importante salientar que as amostras devem ocupar a maior parte do espaço possível em uma imagem para maximizar a quantidade de pixels usados. Com uma resolução de proporção de 4: 3, o ideal é que a área de superfície de uma amostra seja também um retângulo com um aspecto 4: 3 para usar todos os pixels, ou seja, 4 "x 3", 8 "x 6", 12 "x 9", etc. Nesse caso, as equações 3 e 4 podem ser usadas (veja a figura 27). Cintrón, R. et al. 2008.

Figura 27 – Na amostra retangular de 12 "x 9", uma resolução de 1024 x 768 é usada para mostrar a imagem. As dimensões da amostra e a resolução da imagem têm uma proporção de aspecto de 4:3. Todas as colunas e linhas de pixel estão exibindo a imagem da amostra. Ambas as equações 3 e 4 podem ser usadas e seus resultados são iguais.



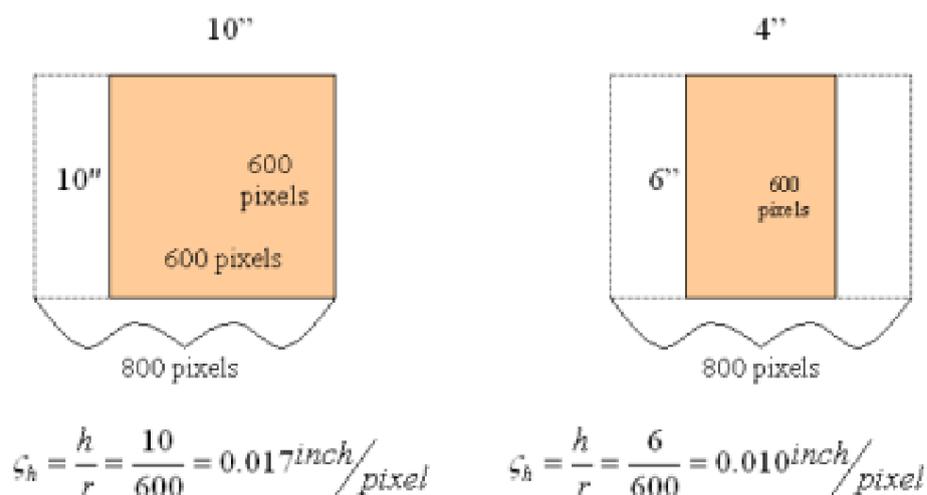
Fonte: Cintrón, R et al. 2008

$$s_w = \frac{w}{c} = \frac{12}{1024} = 0.012 \text{ inch/pixel} \quad s_h = \frac{h}{r} = \frac{9}{768} = 0.012 \text{ inch/pixel}$$

$$\therefore s_w = s_h$$

Se a área de superfície da amostra for um quadrado ou um retângulo cuja largura seja menor que 1,33 vezes a altura, a única equação que pode ser usada é a equação 4. A equação 3 não pode ser considerada, porque todas as colunas de pixels não serão usadas para representar o espécime na imagem. É óbvio que no espécime quadrado, a quantidade de pixels das colunas que mostrarão a imagem da amostra, terão a mesma quantidade de linhas de pixel, mas no espécime retangular não é muito simples de identificar. No espécime retangular a imagem pode ser determinada pela geometria, mas isso não é necessário, porque os resultados das equações 3 e 4 sempre serão as mesmas. Se as linhas de pixel e a altura da amostra são conhecidos, isso é suficiente (veja a figura 28). Cintrón, R. et al. 2008.

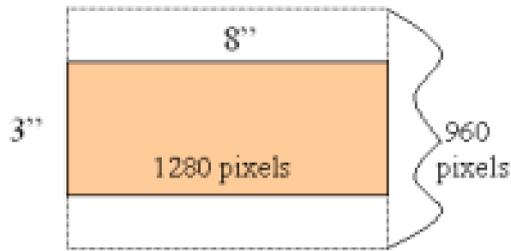
Figura 28 - Em ambas as amostras de 10 "x 10" e 4 "x 6", uma resolução de 800 x 600 é usada para mostrar as imagens. É visto claramente que apenas algumas colunas de pixels estão mostrando as imagens da amostra. Com as informações fornecidas, apenas ζ_h pode ser determinado.



Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Se a amostra tiver uma forma retangular, cuja largura seja superior a 1,33 vezes a altura, a única equação que pode ser usada é a equação 3. A equação 4 não pode ser considerada, porque todas as linhas de pixel não serão usadas para representar a amostra na imagem. A quantidade de linhas de pixels que mostram a imagem da amostra pode ser determinado pela geometria, mas isso não é necessário. Se as colunas e amostras de pixels na largura é conhecida, isso é suficiente (veja a figura 29). Cintrón, R. et al. 2008.

Figura 29 - Na amostra retangular de 8 "x 3", uma resolução de 1280 x 960 é usada para mostrar a imagem. É visto claramente que apenas algumas linhas de pixels estão mostrando a imagem do espécime. Com as informações fornecidas, apenas ζ_w pode ser determinado.



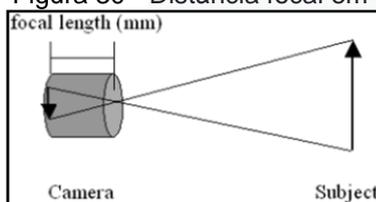
$$\zeta_w = \frac{w}{c} = \frac{8}{1280} = 0.006 \text{inch/pixel}$$

Fonte: Cintrón, R et al. 2008

3.5.4 Relacionando a distância focal e a distância entre a câmera e a amostra

Conforme Cintrón, R. et al. 2008, a distância focal é a distância em milímetros entre o centro óptico da lente e o ponto focal na superfície do sensor da câmera, quando o assunto estiver em foco (veja figura 30). Existem três categorias para a distância focal. As três categorias são lente de ângulo amplo (distância focal <35 mm), lente normal (35 mm < distância focal <55 mm) e telefoto (distância focal > 55 mm).

Figura 30 - Distância focal em uma câmera digital



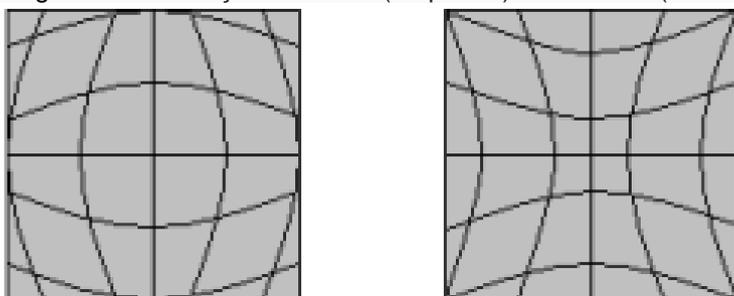
Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Não é necessário saber a distância exata ou a distância focal para cada amostra de diferentes dimensões, porque elas podem ser ajustadas de maneiras diferentes para focar a amostra com a câmera. Se a câmera precisar estar muito longe da amostra, a imagem pode ser focada usando uma distância focal longa e vice-versa. A distância entre a câmera e a amostra, também depende das dimensões da amostra. Quanto maior as dimensões da amostra, maior a distância entre a câmera e a amostra.

3.5.5 Efeitos da distorção

Conforme Cintrón, R. et al. 2008, os efeitos de distorção são um problema que ainda afeta todas as câmeras digitais. A distorção pode ser definida como o defeito da lente que produz uma imagem imperfeita e podem ser consideradas como aberrações óticas. Efeitos de distorção podem aparecer quando a lente é ampliada. Lentes de zoom na sua grade angular máxima (28 mm) ou na configuração de telefoto (> 80 mm), pode ser afetada por distorções de barril ou de almofada, respectivamente (veja a figura 31). Além disso as imagens precisam ser centralizadas para evitar efeitos de distorção.

Figura 31 - Distorção em barril (esquerda) e almofada (direita)

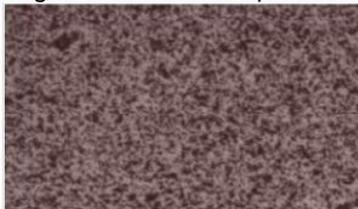


Fonte: CINTRÓN, R et al. 2008

3.5.6 Padrão de manchas aleatórias (ou pontos aleatórios)

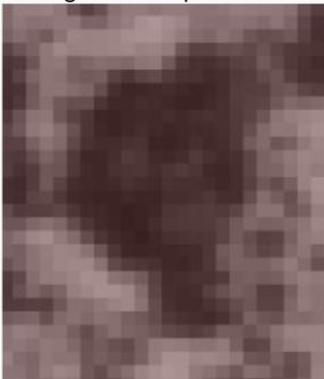
A superfície da amostra a ser estudada deve ter um padrão de manchas aleatórias (pontos aleatório) (Limess, 2008). O padrão de manchas é essencial, pois permite que o software seja capaz de identificar e calcular os deslocamentos com precisão. Para obter resultados precisos com a correlação digital de imagem, é importante obter um padrão de manchas adequado. Uma mancha padrão adequada, deve ter uma quantidade considerável de manchas pretas (escuras com contraste) com diferentes formas e tamanhos (veja a figura 32). A eficácia do padrão de manchas pode ser determinada pela quantidade de pixels por mancha preta. Um bom padrão de manchas deve ter pequenas manchas pretas (10 pixels), manchas pretas médias (20 pixels) e manchas pretas grandes (30 pixels). A quantidade de pixels por tamanho de mancha preta é aproximada (veja a figura 33). Cintrón, R. et al. 2008.

Figura 32 - Um bom padrão de manchas.



Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Figura 33 - Uma mancha preta média aumentada. A mancha preta tem aproximadamente 15 pixels de largura e 20 pixels de altura.



Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Conforme Cintrón, R. et al. 2008, para se identificar o tamanho ideal de qualquer mancha preta em uma amostra, pode ser efetuada uma relação entre o tamanho da mancha preta desejada (pequena, média ou grande) e a quantidade de espaços, representada por um pixel em uma imagem de amostra (ζ_w ou ζ_h). Sabendo a quantidade de pixels que qualquer tamanho de mancha preta deve ter e o tamanho de pixel representado em uma imagem de amostra, seu produto vai nos dar as dimensões adequadas das manchas pretas no espécime.

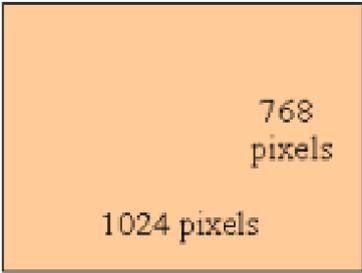
$$\zeta = p \times \zeta$$

(equação 5)

A equação 5 permite calcular as dimensões de uma mancha preta em uma amostra, onde ζ é o comprimento da mancha preta em uma amostra, p é a quantidade de pixels que o tamanho da mancha preta desejada deve ter e ζ é o tamanho de pixel representado em uma imagem da amostra (ζ_w ou ζ_h) (veja a figura 34). É importante notar que os resultados de ζ são um aproximação para ter uma idéia de como o comprimento das manchas pretas devem estar em qualquer amostra.

Figura 34 - Na amostra retangular de 12 "x 9", uma resolução de 1024 x 768 é usada para mostrar a imagem. Conhecendo o resultado de ζ_w , pode ser determinado os tamanhos de manchas pretas ideais (pequeno, médio e grande) ou apagar final.

12"



768 pixels

9"

1024 pixels

$$\zeta_w = \frac{w}{c} = \frac{12}{1024} = 0.012 \text{ inch/pixel} \quad \zeta_h = \frac{h}{r} = \frac{9}{768} = 0.012 \text{ inch/pixel}$$

$$\zeta = p \times \zeta = 10 \text{ pixels} \times 0.012 \text{ inch/pixel} = 0.12 \text{ inch}$$

$$\zeta = p \times \zeta = 20 \text{ pixels} \times 0.012 \text{ inch/pixel} = 0.24 \text{ inch}$$

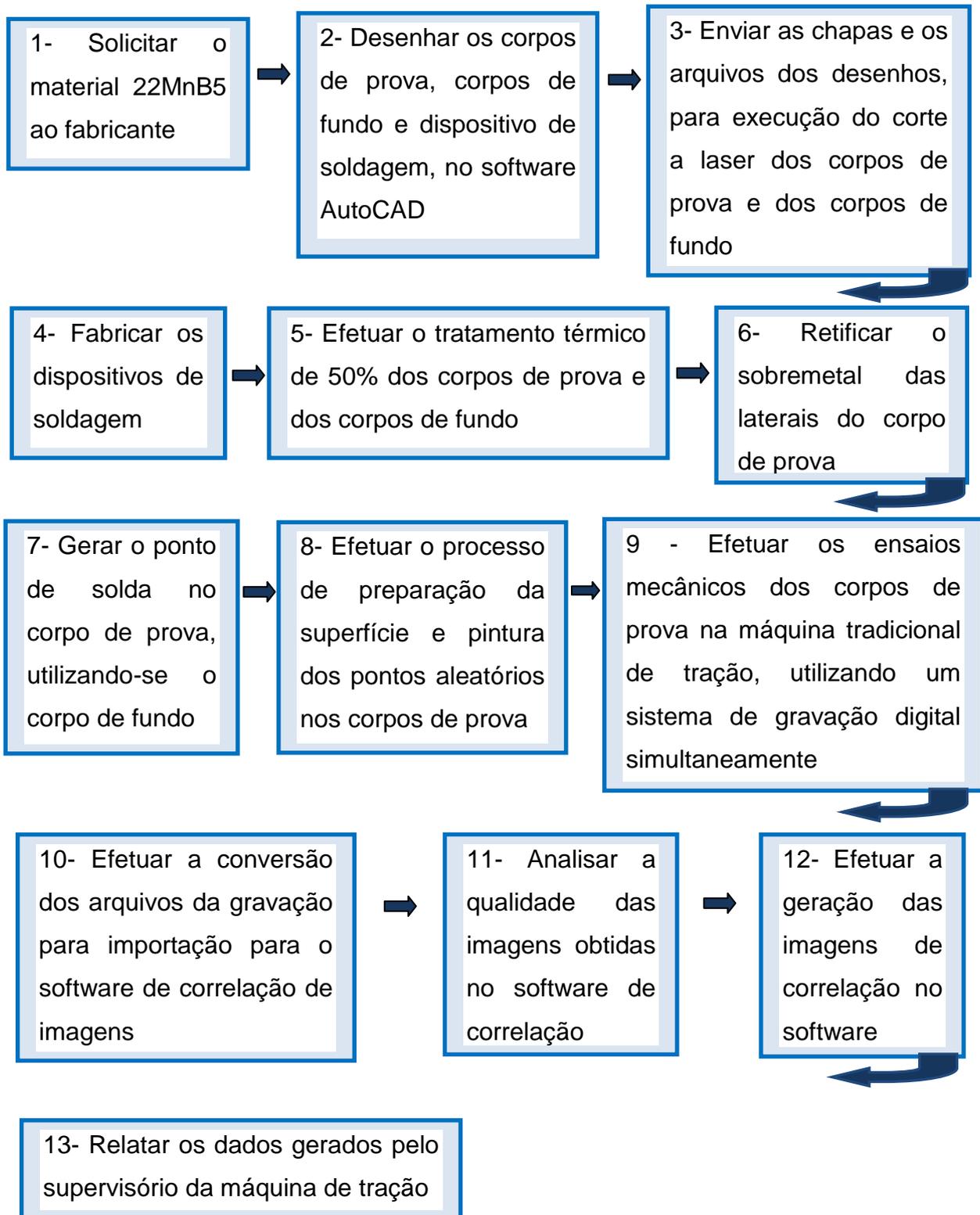
$$\zeta = p \times \zeta = 30 \text{ pixels} \times 0.012 \text{ inch/pixel} = 0.36 \text{ inch}$$

Fonte: Cintrón, R et al. 2008

Selecione uma posição acessível para a câmera digital e ajuste a distância focal para que corrija e adquira uma imagem nítida. Defina o alcance da abertura da lente da câmera com o menor número f (distancia focal) possível para permitir a entrada de um número máximo da quantidade de luz.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Para se efetuar este trabalho foram efetuadas algumas etapas, conforme fluxograma resumo abaixo:

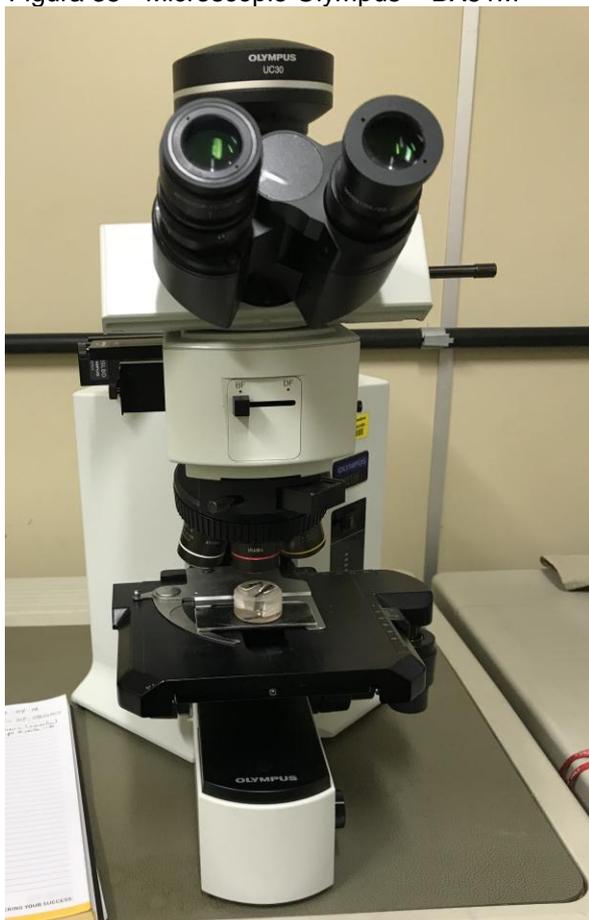


Foram preparados corpos de provas, utilizando as chapas de aço nas condições descritas e avaliados através dos ensaios mecânicos de tração e do método de correlação de imagem digital, conforme segue:

4.1 Material do corpo de prova

As chapas do aço 22MnB5 foram fornecidas pela AcelorMittal. Foram recebidas em placas de 500 mm x 400 mm (medidas aproximadas e com variações) e com uma marcação física na superfície, que sugeriam o sentido de laminação. Foram preparados amostras para análise microscópica, com o objetivo de confirmação do sentido. Foram preparados corpos de prova, os quais foram analisados, e foi confirmado o sentido, utilizando o microscópio Olympus – BX51M (conforme figura 35) do Laboratório de microscopia do IPEN – SP.

Figura 35 - Microscópio Olympus – BX51M



Fonte: próprio autor.

4.2 Corpos de prova não normalizados

Foram preparados 26 corpos de prova preliminares em material 22MnB5, utilizando-se as chapas com espessura de 1,3 mm, cortados em retângulos de 30 mm x 145 mm, sendo avaliados através dos ensaios mecânicos de tração e do método de correlação de imagem digital.

Estes corpos de prova preliminares foram cortados em máquina guilhotina no centro de usinagem do IPEN. Nas figuras 36, 37, 38 e 39, são exemplificados respectivamente a evolução da formação do corpo de prova final. Na figura 36, é mostrada a peça de fundo a ser soldada ao corpo de prova, cortada da mesma chapa, com 30 mm de largura e 45 mm de comprimento. Na figura 37, é mostrada a união por solda a ponto entre o corpo de prova e a peça de fundo, ambos já temperados.

Na figura 38, é mostrada a face frontal do corpo de prova já soldado. Na figura 39, é mostrada a face frontal e já após a pintura dos pontos aleatórios, constituindo o corpo de prova final, pronto para se efetuar os ensaios mecânicos de tração e gravação digital, para posterior análise através da correlação de imagens digitais.

Figura 36 - Peça de fundo



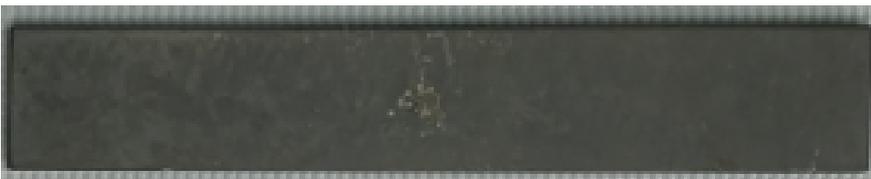
Fonte: próprio autor.

Figura 37 - União por solda a ponto entre o corpo de prova e a peça de fundo



Fonte: próprio autor.

Figura 38 - Face frontal do corpo de prova já soldado



Fonte: próprio autor.

Figura 39 – Face frontal com a pintura dos pontos aleatórios



Fonte: próprio autor.

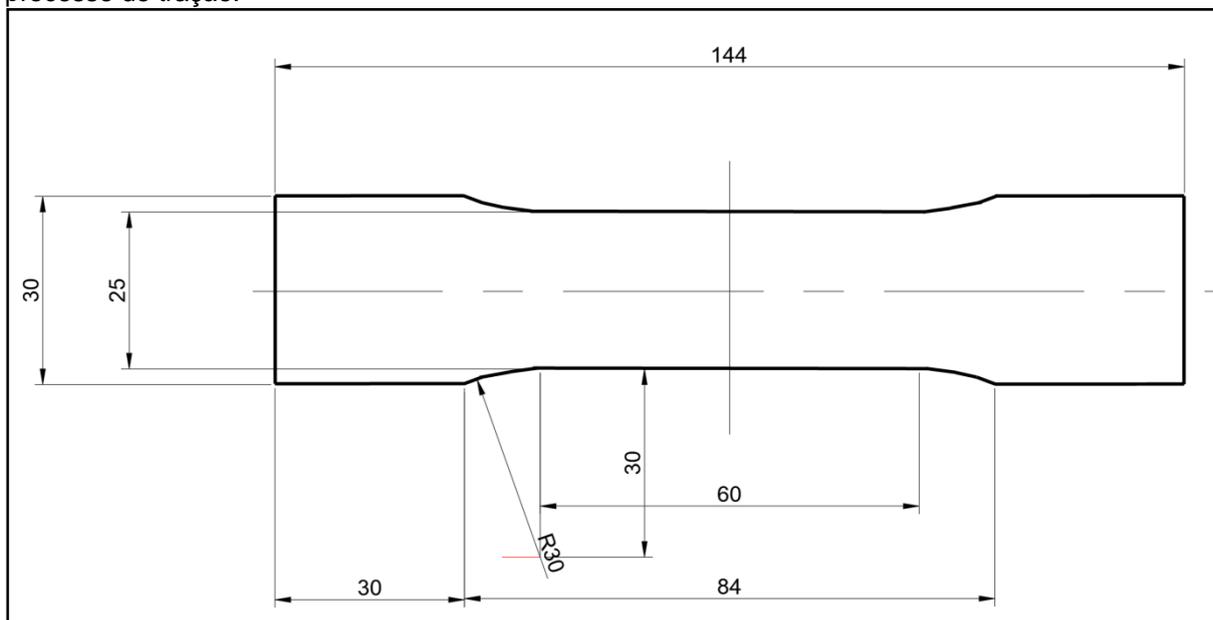
4.3 Corpos de prova normalizados

Foram preparados 20 corpos de provas em material 22MnB5, utilizando-se as chapas com espessura de 1,3 mm, atendendo a norma JIS (Japanese Industrial Standard) conforme figuras 40 e 41, sendo avaliados através do ensaio mecânico de tração e do método de correlação de imagem digital. Para se efetuar a soldagem os corpos de prova foram cortados a laser, com sobremetal nas laterais para posterior retificação das mesmas, também foram cortadas a laser peças extras de fundo para serem soldadas aos corpos de prova, medindo 30 mm de largura e 40 mm de comprimento. As peças foram cortadas a laser em máquina automatizada em empresa sediada em Sorocaba-SP, informações técnicas da máquina, do processo, bem como fotos não foram disponibilizados.

Os corpos de prova foram divididos em 4 grupos, assim quantificados e denominados:

- 05 corpos de prova **com** tratamento térmico e **com** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP1 a CP5**.
- 05 corpos de prova **com** tratamento térmico e **sem** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP6 a CP10**.
- 05 corpos de prova **sem** tratamento térmico e **com** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP11 a CP15**.
- 05 corpos de prova **sem** tratamento térmico e **sem** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP16 a CP20**.

Figura 40 - Desenho e dimensões do corpo de prova conforme norma JIS. Na cota de 25 mm, foi deixado sobremetal de 0,4 mm para ser retificado (0,2 mm para cada lado), melhorando a rugosidade e evitando reentrâncias e defeitos que poderiam ocasionar início da falha no corpo de prova durante o processo de tração.



Fonte: próprio autor.

Figura 41 - Foto do corpo de prova cortado a laser e já temperado e um corpo de fundo (40 mm x 30 mm) para ser soldado a ponto ao corpo de prova



Fonte: próprio autor.

Estes corpos de prova normalizados foram preparados utilizando o melhor método de geração de pontos aleatórios obtidos, considerando-se os resultados obtidos no software de correlação de imagem digital e foram assim confeccionados:

As laterais do corpo de prova, referente à cota de 25 mm foram retificadas em retificadora plana de precisão P25 da Mello, existente no CPP - Centro de Processamento de Pós do IPEN- Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Na figura 42, é mostrado um conjunto de corpos de prova presos em uma morsa durante o processo de retificação.

Figura 42 - Conjunto de corpos de prova presos em uma morsa durante o processo de retificação



Fonte: próprio autor.

4.4 Dispositivo para soldagem

Para garantir simetria e similaridade de posicionamento entre as soldas, foi desenvolvido e construído dispositivo específico para soldagem. Foram construídos 02 (dois) dispositivos idênticos para minimizar o tempo de espera da máquina no processo de soldagem. Para projeto e desenho das peças do dispositivo foi utilizado o software AutoCAD e para a fabricação das peças foram utilizadas algumas máquinas e ferramentas existentes no CPP - Centro de Processamento de Pós do IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares: serra de fita, fresadora ferramenteira, furadeira de coluna, machos de rosca, entre outros.

Os dispositivos foram construídos com material Celeron, material resistente ao calor e isolante elétrico, sendo apropriado para este fim, conforme figura 43. O dispositivo foi construído por três peças: uma base, um encosto delimitador em “L” e um fixador. Somente o fixador é removido entre uma solda e outra, de forma soltar e fixar cada conjunto a ser soldado. Os furos passantes existentes na base e no fixador são para que os eletrodos da máquina de solda passem por eles tendo então contato com as superfícies das peças a serem soldadas.

Figura 43 - Dois dispositivos de soldagem em Celeron



Fonte: próprio autor.

4.5 Máquina de solda

As soldagens foram efetuadas em duas etapas.

4.5.1 Soldagem de corpos de prova experimentais

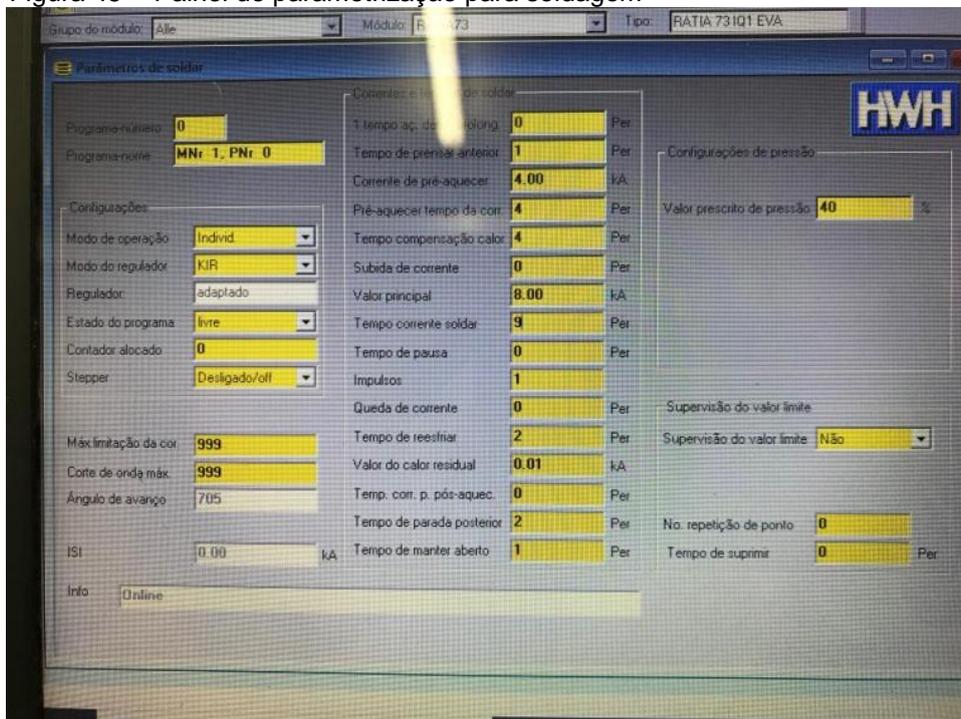
Numa primeira etapa, realizada em caráter experimental, as soldagens foram efetuadas no laboratório de soldagem da FSA (Fundação Santo André), em uma instalação nova constituído por um sistema de soldagem composto, basicamente, pela máquina de solda do fabricante Düring, painéis elétricos de força e controle, e sistema de refrigeração dos eletrodos. Esse sistema permite a interligação com um computador para inserir os parâmetros de soldagem. Nas fotos 44 e 45 são mostrados os eletrodos de soldagem e painel parametrização. Foram utilizados eletrodos com diâmetro de 6 mm.

Figura 44 – Eletrodos da máquina de solda



Fonte: próprio autor

Figura 45 - Painel de parametrização para soldagem



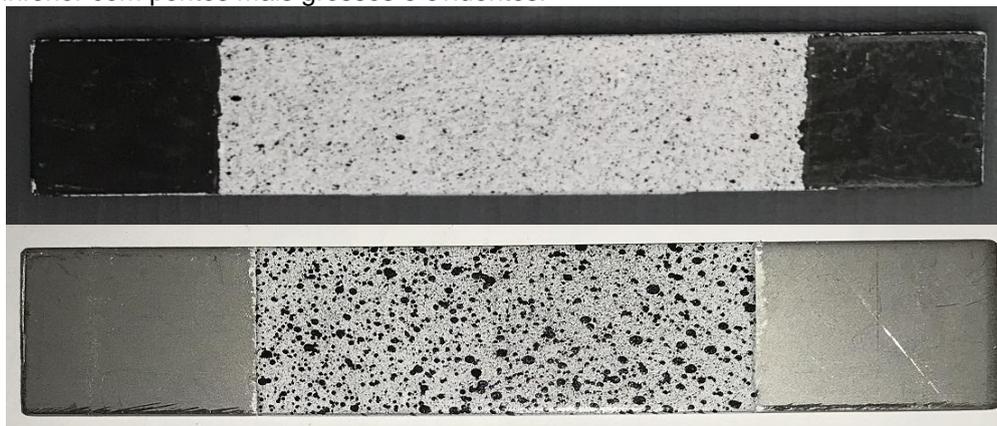
Fontes: próprio autor

4.6 Geração de pontos aleatórios conforme indicação do fabricante do software

Para que o programa, GOM Correlate da Vtech, efetue a correlação digital da deformação do material foi indicado pelo fabricante que fosse efetuada uma pintura específica na superfície da peça, sendo utilizada uma tinta branca como fundo, aplicada de forma a cobrir toda a superfície do corpo de prova, sendo base para ancoragem da próxima tinta. E uma segunda tinta preta, aspergida em forma de névoa sobre a tinta branca de fundo, para geração dos pontos aleatórios.

Importante salientar que o fabricante informou da necessidade de contraste entre o fundo e os pontos, e da necessidade de serem distribuídos aleatoriamente. Dois itens imprescindíveis para que o programa efetue a análise de correlação das imagens de forma satisfatória, conforme figura 46.

Figura 46 - Dois tipos de pontos aleatórios. A imagem superior com pontos mais finos e discretos e a inferior com pontos mais grossos e evidentes.



Fonte: próprio autor

4.7 Geração de pontos aleatórios de forma alternativa

Mantendo-se as premissas de contraste entre fundo e pontos, e de que a geração dos pontos seja de forma aleatória foram desenvolvidas outras formas de geração de pontos, visando melhorar os resultados obtidos durante o ensaio mecânico de tração. Detalhes são abordados no item resultados e discussão deste trabalho.

Foram então definidos e executados os seguintes processos:

a) Para corpos de prova temperados, que possuem superfície escura, foi efetuada a pintura dos pontos aleatórios, utilizando-se tinta branca aplicada de forma pulverizada diretamente sobre a superfície do aço, conforme figura 47.

Figura 47 – Corpo de prova com pintura branca diretamente sobre a superfície escura.



Fonte: próprio autor

b) Para corpos de prova temperados, que inicialmente possuem superfície escura, foi efetuado um lixamento de forma a retirar toda a carepa oxidada, e efetuando-se a pintura dos pontos aleatórios, utilizando-se tinta preta aplicada de forma pulverizada diretamente sobre a superfície do aço lixado, conforme figura 48.

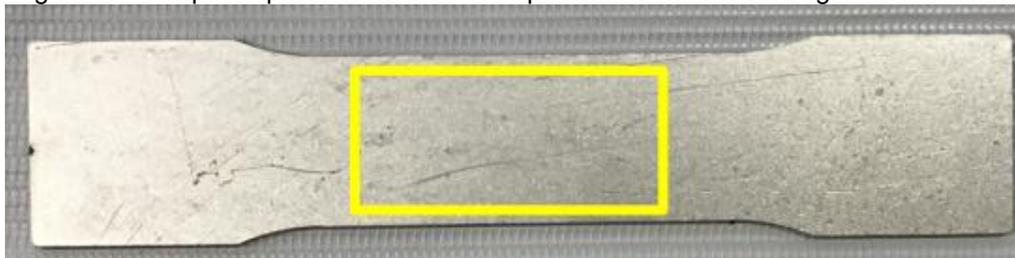
Figura 48 - Corpo de prova com pintura preta diretamente sobre a superfície clara



Fonte: próprio autor

c) Corpos de prova com geração dos pontos aleatórios utilizando-se laser diretamente sobre a superfície do aço. Foram obtidas linhas sobre a superfície do material, com profundidade nanométrica e com bom contraste em relação à superfície do aço sem tratamento térmico. Ensaio preliminar foi efetuado no CLA (Centro de Lasers e Aplicações) do IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares). Esse método foi interrompido devido a necessidade de se preparar um desenho, ou software, que forneça a máquina de laser, informações necessárias para se obter a geração dos pontos de forma aleatória dentro de uma área específica. Na figura 49 é ilustrada a área a ser preenchida com pontos aleatórios obtidos a laser.

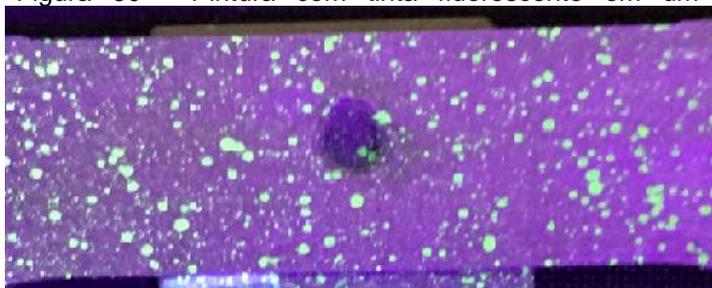
Figura 49 - Corpo de prova com área a ser preenchida com formas geradas a laser.



Fonte: próprio autor

d) Corpos de prova com geração dos pontos aleatórios utilizando-se pintura com tinta fluorescente, tanto para o aço sem tratamento térmico, quanto para o aço tratado, conforme figura 50.

Figura 50 - Pintura com tinta fluorescente em um corpo de prova tratado termicamente.



Fonte: Próprio autor

4.8 Soldagem dos corpos de prova oficiais

Os corpos de prova foram divididos em 4 grupos, assim quantificados e denominados:

- 05 corpos de prova **com** tratamento térmico e **com** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP1 a CP5**.
- 05 corpos de prova **com** tratamento térmico e **sem** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP6 a CP10**.
- 05 corpos de prova **sem** tratamento térmico e **com** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP11 a CP15**.
- 05 corpos de prova **sem** tratamento térmico e **sem** utilização de espaçadores entre o corpo de prova e o corpo de fundo, foram denominados de **CP16 a CP20**.

Os grupos sem espaçadores são para se obter pleno contato entre as superfícies a serem soldadas. Nas figuras 51 e 52 são mostrados os corpos de prova com um ponto de solda, obtido pela soldagem com um corpo de fundo, com e sem tratamento térmico.

Figura 51 - Corpo de prova, com tratamento térmico, com ponto de solda



Fonte: próprio autor

Figura 52 - Corpo de prova, sem tratamento térmico, com ponto de solda



Fonte: próprio autor

Nos Grupos que foram utilizados espaçadores de 0,6 mm, posicionados entre os corpos, em um dos lados, foram para simular folgas angulares que podem ocorrer durante o processo de soldagem na indústria automobilística. Este distanciamento pode ser ocasionado pela ocorrência de diferentes esquadrejamentos entre as peças a serem soldadas e assim verificar possíveis diferenças nas características mecânicas finais do ponto de solda. Foram utilizados 2 espaçadores em chapa de alumínio que possui a seguinte descrição em sua superfície: RR 746M3008 2 – 316, com 0,3 mm de espessura sobrepostos, totalizando então uma folga de 0,6 mm.

Na figura 53, é ilustrado um corpo de prova com tratamento térmico e o espaçador, que é colocado entre as peças, em um dos lados do corpo de fundo, antes da soldagem.

Figura 53 – Corpo de prova, corpo de fundo e espaçador a ser utilizado entre os corpos



Fontes: próprio autor

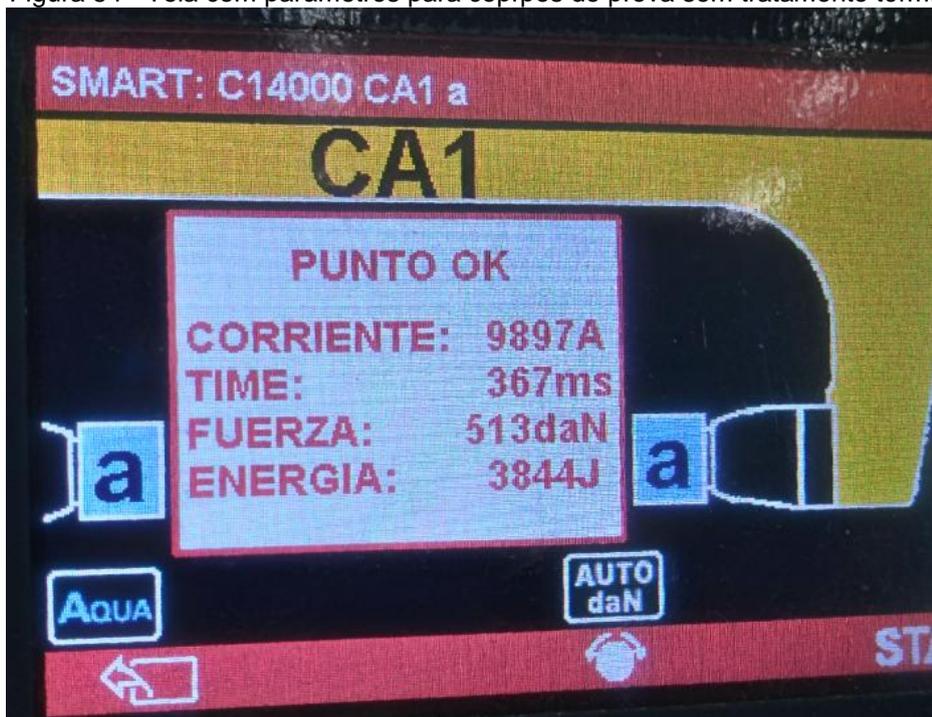
Os corpos de prova normalizados foram soldados em segunda etapa e em caráter final, sendo efetuadas pela Düring em Sorocaba-SP. Foi utilizada máquina de solda a ponto automatizada e eletrodos com diâmetro de 6 mm. Não houve acompanhamento do mesmo, por serem efetuadas com processos e em áreas restritas. Foram disponibilizados os seguintes parâmetros médios das soldagens efetuadas:

- Para corpos de prova sem tratamento térmico: corrente 9897 A; tempo 367 ms; força 5130 N; energia 3844 J.

- Para corpos de prova com tratamento térmico: corrente 11028 A; tempo 560 ms; força 5300 N; energia 6262 J.

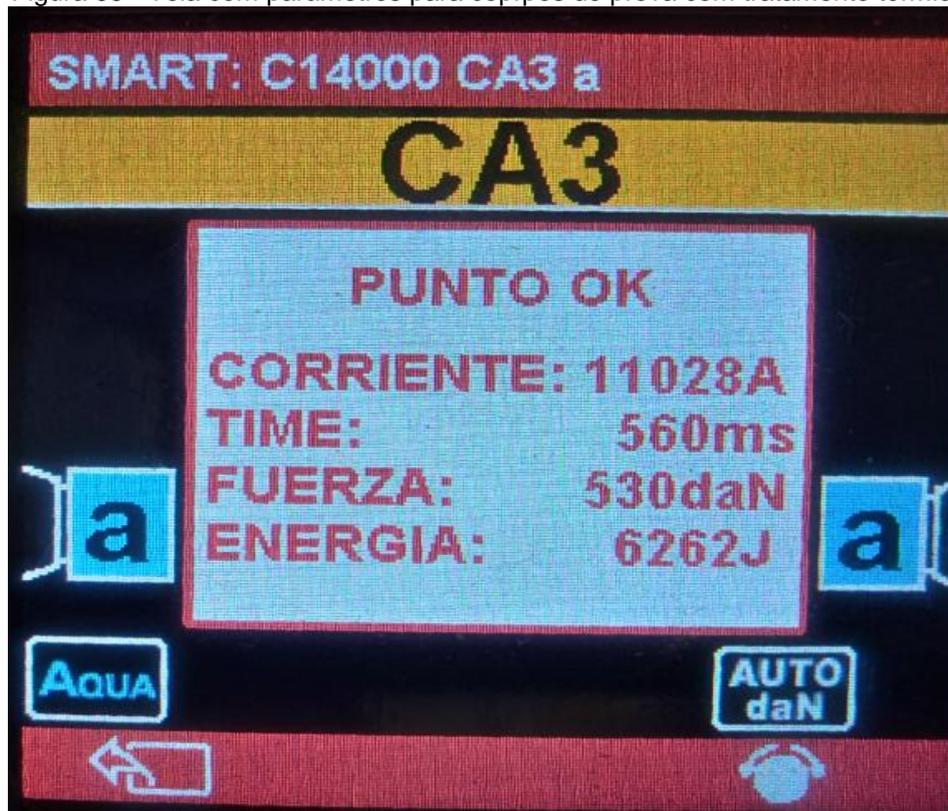
Os parâmetros foram confirmados através de fotos tiradas da tela da máquina de solda durante a soldagem e mostradas nas figuras 54 e 55 como referência.

Figura 54 - Tela com parâmetros para corpos de prova sem tratamento térmico



Fontes: próprio autor

Figura 55 - Tela com parâmetros para corpos de prova com tratamento térmico



Fontes: próprio autor.

4.9 Método de ensaio mecânico de tração

4.9.1 Máquina tração do IFSP de Bragança Paulista – SP

A máquina utilizada foi uma máquina de ensaio universal computadorizada, fabricada pela Transcell Tecnology Inc., modelo WDW-100E-III, de até 100 Kn (10t), equipadas com sensores para registrar a tensão e o alongamento do corpo de prova em função do tempo. Foram utilizadas 3 (três) velocidades de deslocamento de 5, 2 e 1 mm.min⁻¹, para verificação dos resultados gerados na captação de imagens, de forma a determinar faixa de velocidade de ensaio apropriado a este estudo. A precisão do ensaio mecânico de tração depende, evidentemente, da precisão dos aparelhos de medição disponíveis.

Nas figuras 56 e 57, são mostrados os componentes da máquina para ensaio mecânico de tração. Na figura 56, é mostrado o corpo de prova preso as garras fixa e móvel e a estrutura da máquina. Na figura 57, é mostrado um gráfico de tensão-deformação gerado pelo software do computador acoplado a máquina.

Figura 56 - Corpo de prova preso as garras fixa e móvel e a estrutura da máquina



Fonte: próprio autor.

Figura 57 – Tela do software do computador interligado a máquina



Fonte: próprio autor.

4.9.2 Máquina de tração do IPEN/USP de São Paulo – SP

Máquina universal de ensaios marca Instron, modelo 4400R. Capacidade máxima 10 toneladas, software Instron serie IX, velocidade máxima $500 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, células de carga para trações disponíveis: 500 g, 50 kg, 500 kg e 10 t, equipadas com sensores para registrar a tensão e o alongamento do corpo de prova em função do tempo. Foi utilizada a velocidade de deslocamento de $2,5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$.

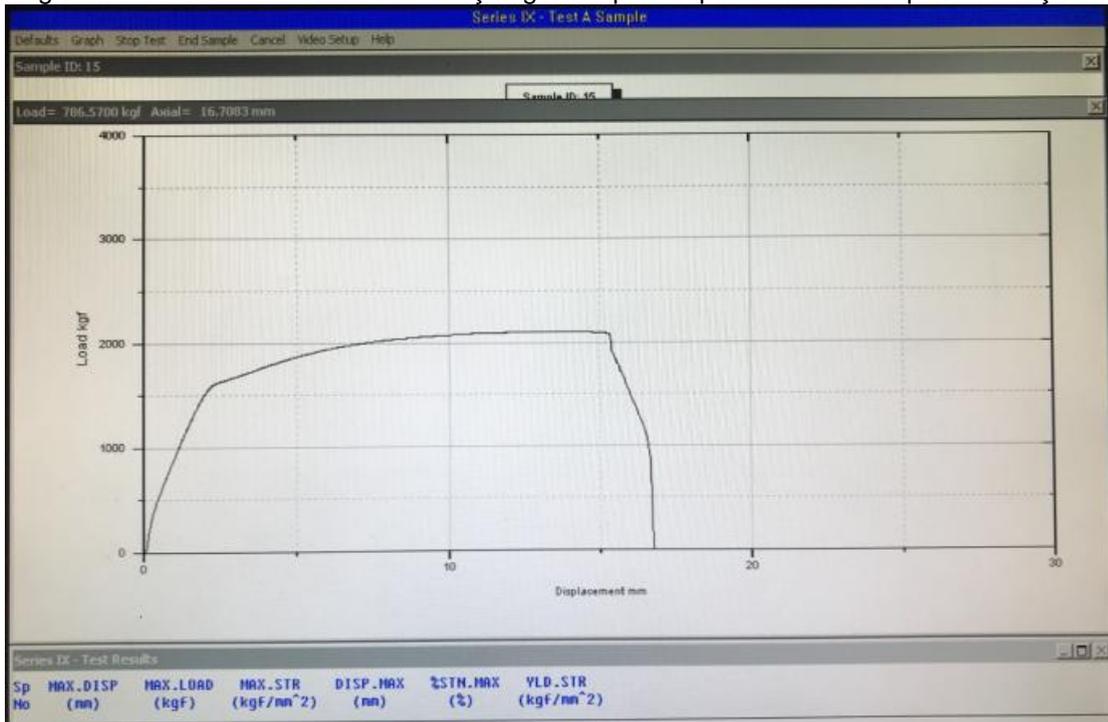
Nas figuras 58, 59 e 60 são mostradas a máquina para ensaio mecânico de tração, seus componentes de comando, regulagem e controle. Na figura 58, é mostrado todo conjunto da máquina, sendo a estrutura de coluna dupla com garras fixa e móvel, painel de comando e regulagens, computador acoplado ao painel de controle da máquina. Também podem ser visualizados os componentes auxiliares utilizados, tais como, o sistema de iluminação e o sistema de gravação digital. Na figura 59, é mostrado um gráfico de tensão-deformação gerado pelo supervisor da máquina de tração em um dos ensaios. Na figura 60, é ilustrada as fases do gráfico clássico em relação ao corpo de prova, nas fases de deformação elástica e plástica até a ruptura do corpo de prova.

Figura 58 - Máquina para ensaio mecânico de tração, componentes de comando, regulagem e controle, computador acoplado. Também podem ser visualizados componentes auxiliares utilizados, como sistema de iluminação e sistema de gravação digital.



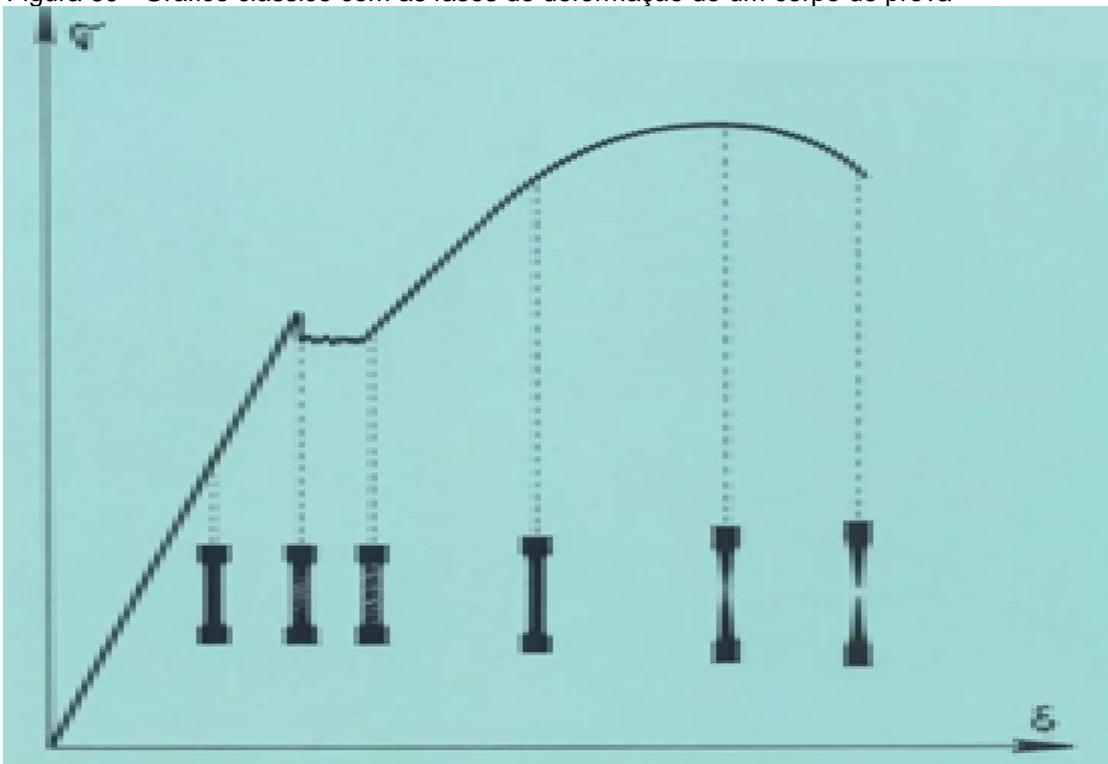
Fonte: próprio autor

Figura 59 - Gráfico de tensão-deformação gerado pelo supervisor da máquina de tração



Fonte: próprio autor

Figura 60 - Gráfico clássico com as fases de deformação de um corpo de prova



Fonte: adaptado Souza, S.A 1982

4.10 CID- Correlação de imagem digital com o GOM Correlate

Um sistema computacional para a análise de imagens digitais, Digital Image Correlation (DIC), foi aplicado aos fotogramas da gravação digital do ensaio mecânico de tração para realizar a determinação dos deslocamentos bidimensionais locais e, posteriormente derivar as deformações locais nas amostras soldadas a ponto. Os resultados das análises dos experimentos indicam um padrão de fratura para as peças soldadas a ponto.

Foi escolhido e utilizado o software Gom Correlate da Vtech, SP. O software GOM Correlate é de origem alemã, sendo utilizado para avaliação de materiais, para ensaios de componentes, como ferramenta de comunicação e como visualizador de conjuntos de dados das aplicações ARAMIS Professional, GOM Correlate Professional e TRITOP Professional.

Existem alguns softwares no mercado que efetuam estas correlações. Este software foi escolhido, pela disponibilidade de se obter gratuitamente esta versão do software e por atender as necessidades deste estudo.

O GOM Correlate Professional 2018 oferece acesso rápido e simplificado, a dados para cálculos científicos complexos usando o Python. Bibliotecas Python livremente disponíveis, como NumPy, SciPy ou Matplotlib, podem ser facilmente usadas com uma instalação externa do Python no GOM Correlate Professional 2018. Assim, tanto cálculos quanto diagramas podem ser criados diretamente, que são necessários para, por exemplo, análises de vibração (FFT) e ensaios mecânicos de tração.

A troca de dados está se tornando cada vez mais importante na metrologia. Por exemplo, todos os elementos relevantes, como seções, curvas e sistemas de coordenadas, podem ser rapidamente exportados em um ou mais estágios, como um arquivo CSV ou XML. Além disso, qualquer informação adicional, como temperaturas, pode ser relacionada não apenas com componentes de superfície, mas também com componentes pontuais e facetados. Esses dados podem ser processados posteriormente no fluxo de trabalho normal.

A correlação de imagens digitais é uma técnica óptica desenvolvida para determinação quantitativa de campos de deslocamento e de deformação sem a necessidade de contato. Essa técnica requer um sistema óptico para capturar as imagens da superfície de um espécime antes, durante e depois de sofrer esforços. As imagens são então processadas utilizando um algoritmo de correlação de imagens, onde é possível obter os campos de deformação.

Há anos vem sendo desenvolvidas e aperfeiçoadas diversas técnicas ópticas não destrutivas de medição de deslocamento, deformação, tensão, velocidade, vibração e inspeção. Tais técnicas permitem a visualização de campos complexos de deslocamentos e de deformações, principalmente em superfícies, com uma sensibilidade de medição elevada e sem contato mecânico, podendo inferir valores estáticos ou dinâmicos. Pode ser feita diretamente sobre uma estrutura em operação e independente do material do qual esta é constituída: metal, polímeros, materiais compósitos, entre outros. Para modelos físicos, utilizamos conceitos como massa, energia, momento, carga, etc. Para modelos matemáticos, entendemos que pode ser utilizado qualquer tipo de estrutura matemática, como, uma estrutura de equivalência, uma função, um grupo, etc. Os modelos matemáticos dos softwares apresentam muitas vantagens, como: geração de análise de deformação; geração de gráficos de deformação ao longo do tempo; utilização de extensômetro virtual; o tamanho do espécime não influencia no método, podendo ser utilizado em espécimes pequenos e grandes, sendo necessário apenas ajustar a ampliação da imagem quanto da sua gravação; o método sofre pouca influência quando utilizados em sistemas sujeitos a certo grau de vibração, não sendo necessária a utilização de um sistema de amortecimento para maioria dos casos; podem ser utilizadas iluminação ambiente, que deverá se manter constante durante a realização do ensaio, luz branca, ou iluminação especial, sendo que a iluminação melhora a qualidade de gravação digital e conseqüentemente a interpretação pelo software.

O Software GOM Correlate da Vtech faz uma correlação de cores com os campos deformados. Não há regras quanto às cores. É possível alterar a relação para que o software seja utilizado para diversos materiais com seus diversos comportamentos. Para facilitar e manter padrão já utilizado no mercado, utilizamos a escala já pré-definida no software, sendo os tons quentes com as maiores deformações, ou seja, vermelho para maiores deformações e azul para menores.

O software inicia avaliando áreas de imagem por meio de marcadores de ponto de referência. Ao capturar marcadores de ponto de referência, o software usa a orientação dos marcadores de ponto de referência e o contraste no limite entre o preto e branco para identificação.

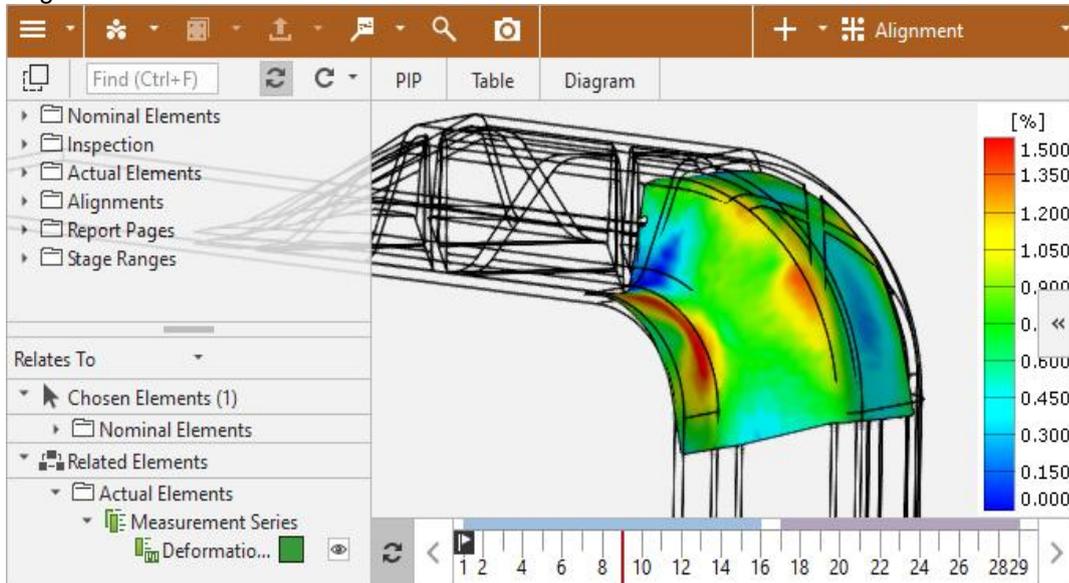
Se você não usar marcadores de ponto de referência para identificar claramente as áreas de imagem, o software pode usar informações de imagem estocásticas. Essas áreas de imagem são chamadas de facetas no software GOM. Em seu estado original, as facetas são áreas quadradas na imagem. Você pode ajustar o tamanho e a distância das facetas entre si no software. O termo padrão estocástico mostra que é um padrão tão aleatório quanto possível. A distribuição aleatória das informações da imagem garante que uma faceta possa ser identificada da forma mais clara possível em sua vizinhança local. A faceta ideal tem um padrão distinto e igualmente distribuído. No entanto, mais fatores como o desfoque da imagem, distorções de perspectiva ou o deslocamento da binarização devem ser considerados. Portanto, um padrão com três a quatro pontos de contraste em uma faceta provou ser ideal.

O software GOM Correlate pode ser usado para medição de deformações no plano, combinado com mapeamento de imagem, com uma ampla gama de ferramentas tais como campos vetoriais, ângulos, acelerações e outros, ajudando a compreender intuitivamente o comportamento do objeto em grande detalhe.

Neste contexto são compreendidos os seguintes assuntos: ensaios mecânicos de tração em alta e baixa velocidades; avaliação da zona de trinca; ensaio de flexão por 3 pontos; ensaio de cisalhamento de acordo com a ASTM; correlação digital de imagens em grandes dimensões; análise de movimento em biomecânica; crash test (ensaio de impacto); análise de movimento em alta velocidade, entre outros.

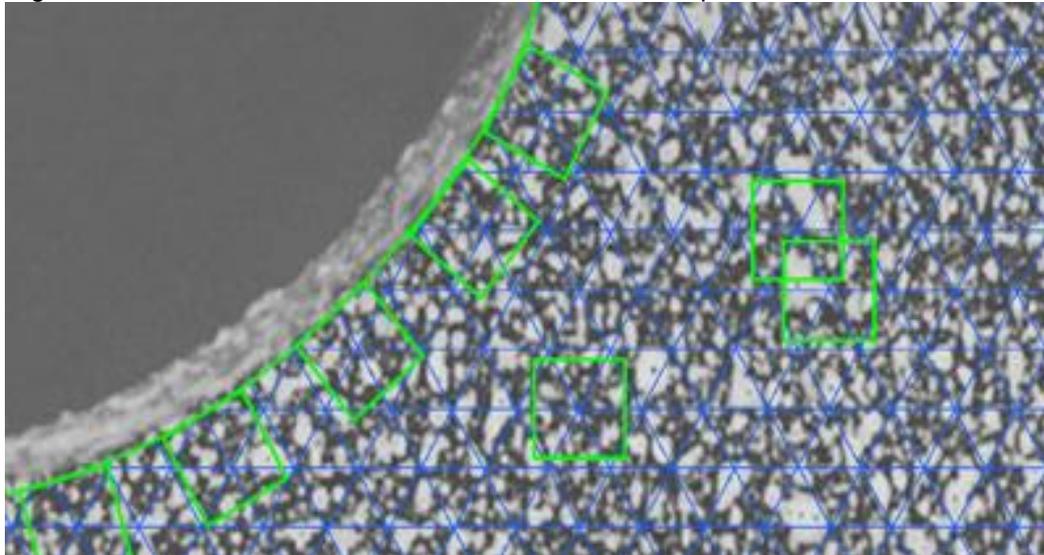
As figuras 61 e 62 abaixo são ilustrativas para visualização generalista da geração de imagens pelo software de correlação de imagens digitais.

Figura 61 – Tela do software GOM Correlate



Fonte: Vtech (2016)

Figura 62 – Detalhe mostrando uma área escolhida para análise e com as facetas geradas



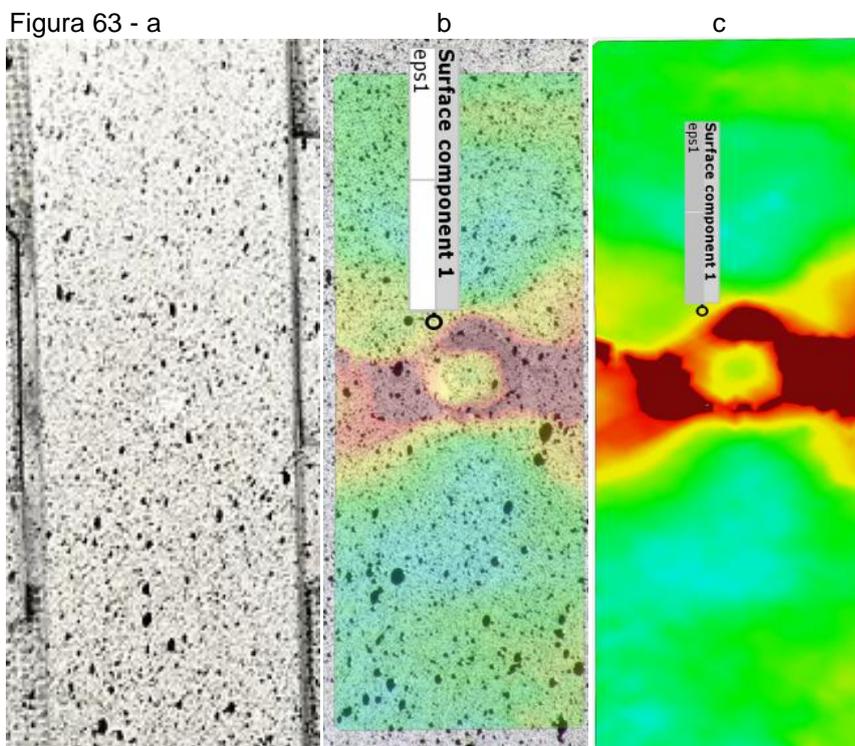
Fonte: Vtech (2016)

O software inicia avaliando as áreas da imagem por meio de marcadores de ponto de referência. A correlação ocorre entre a comparação do primeiro fotograma com os demais fotogramas. As imagens são processadas utilizando um algoritmo de correlação, onde é possível obter os campos de deformação. As facetas são as mesmas durante todo o ensaio.

A correlação de imagem digital efetuada pelo software GOM Correlate analisa a imagem inicial e faz comparações com as imagens geradas durante a deformação do espécime durante o ensaio mecânico de tração. O software permite a avaliação de arquivos de séries de imagens ou vídeos, com uma gama de possibilidades de avaliação e geração de relatórios.

Na figura 63, é ilustrada a evolução do processo de correlação de imagens digitais. Sendo o detalhe “a”, o corpo de prova com tratamento térmico em estado inicial. O detalhe “b”, o corpo de prova após uma deformação, com uma região retangular escolhida manualmente para análise e o detalhe “c”, sendo a mesma região escolhida anteriormente, com a correlação de imagem das deformações. A cor vermelha representa as maiores deformações e a azul as menores. As demais cores representam as intermediárias.

Figura 63 - a



Fonte: próprio autor.

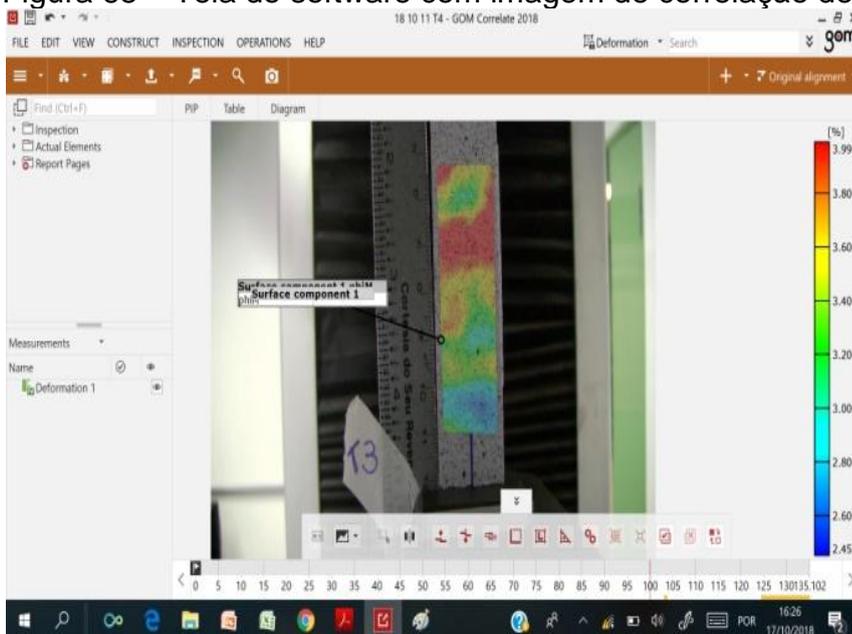
Na figura 64, é mostrada a máquina de tração com um corpo de prova. É mostrada a parte traseira, que evidencia o ponto de solda. Na figura 65, é mostrada a parte frontal do corpo de prova com a marcação aleatória de pontos, que foram gravados pela câmera digital e analisados pelo software que faz a correlação das imagens digitais.

Figura 64 - Corpo de prova preso nas garras da máquina e câmera de gravação digital



Fonte: próprio autor.

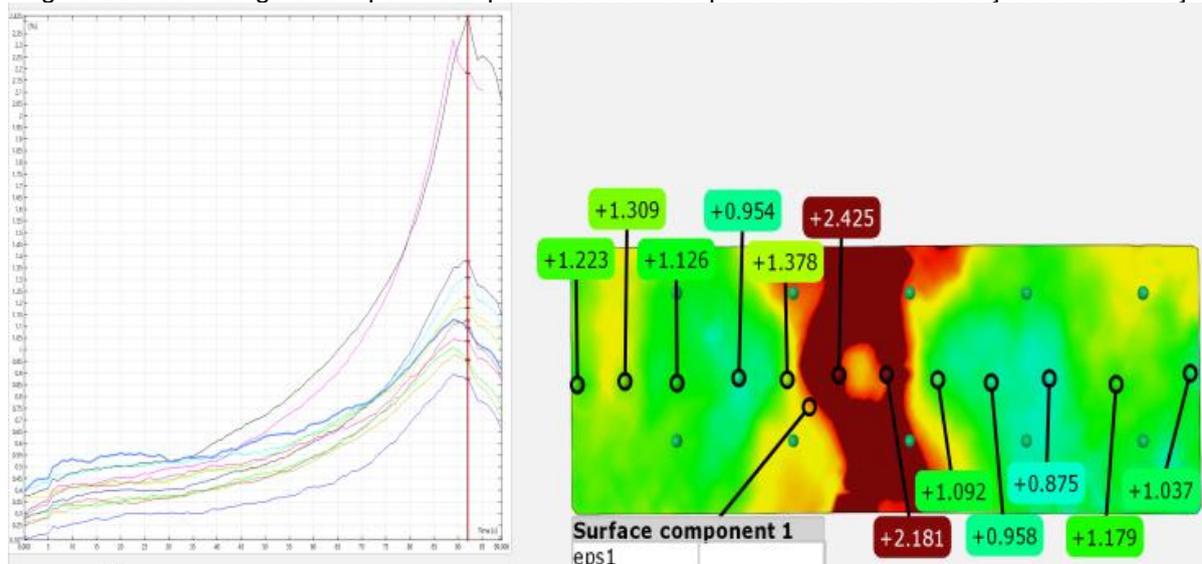
Figura 65 – Tela do software com imagem de correlação de um corpo de prova



Fonte: próprio autor.

Na figura 66, é ilustrado um gráfico dinâmico gerado a partir do percentual de deformação pela tensão. Foram manualmente escolhidos vários pontos para serem analisados. As cores quentes (vermelha) estão associadas as maiores deformações e as frias (azul) as menores. Padrão do software GOM, mas pode ser alterado.

Figura 66 – Gráfico gerado a partir dos pontos escolhidos para análise e a correlação de deformação



Fonte: próprio autor.

4.11 Sistema de escaneamento por Raios X

Sistema de escaneamento por Raios X, sendo o fabricante da máquina de Raios X a empresa Comet e de todo o sistema a empresa Diagnostic, conforme figura 67. Sendo as imagens executadas no CCN – Centro do Combustível Nuclear do IPEN, SP.

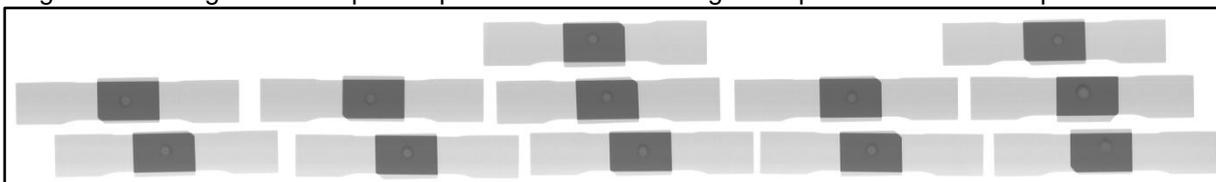
Figura 67 – Máquina de escaneamento por Raios X



Fonte: próprio autor.

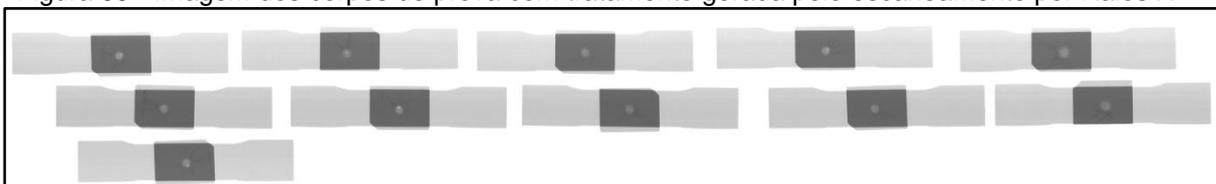
As imagens foram obtidas de todos os corpos de prova em dois escaneamentos. A primeira foi efetuada dos corpos de prova sem tratamento térmico sendo apresentada a imagem na figura 68. A segunda foi efetuada dos corpos de prova com tratamento térmico, sendo apresentada na figura 69. Como as imagens obtidas são similares para cada grupo (com tratamento e sem tratamento) foram escolhidas duas imagens, uma de cada grupo, para ilustrar os resultados e que são apresentados no item conclusões.

Figura 68 – Imagem dos corpos de prova sem tratamento gerada pelo escaneamento por Raios X



Fonte: próprio autor.

Figura 69 - Imagem dos corpos de prova com tratamento gerada pelo escaneamento por Raios X



Fonte: próprio autor.

4.12 Microdurômetro

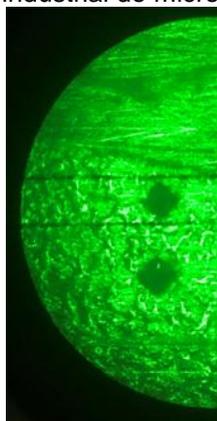
Para medição da microdureza da superfície dos corpos de prova, foi utilizado o microdurômetro da Buehler, Macro-Vickers 5100 series, do laboratório de ensaios mecânicos do IPEN, conforme figura 70. Os resultados da microdureza são obtidos por um software da própria máquina, que efetua análise da imagem retangular obtida por penetração por ponta de diamante industrial, conforme ilustrado na figura 71.

Figura 70 - Microdurômetro da Buehler, Macro-Vickers 5100 series



Fonte: próprio autor

Figura 71 - Imagem obtida do visor do microdurômetro, onde pode ser visualizada a superfície da amostra com as duas áreas retangulares escuras, obtidas pela penetração da ponta de diamante industrial do microdurômetro.



Fonte: próprio autor

4.13 Microscópio eletrônico de varredura (MEV)

Para análise da amostra da solda a ponto em corte foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura (MEV) TN 3000 do laboratório de microscopia do IPEN/USP, SP.

4.14 Forno Elétrico

Foi utilizado um forno elétrico tipo mufla, da Quimis, para o tratamento térmico (têmpera) dos corpos de prova, do laboratório de mecânica do IPEN/USP, SP. O forno elétrico foi pré-aquecido, os corpos de prova foram colocados e deixados no forno por 10 minutos a 900 °C , sendo retirados e imediatamente resfriados em água. Processo esse utilizado, neste estudo, para simular e substituir o processo PHS utilizado na indústria automotiva.

4.15 Sistema de gravação digital

Para gravação das imagens digitais dos corpos de prova durante o ensaio de tração, foi utilizada uma câmera digital Canon Vixia HFM31, tripé e acessórios. Foi efetuado o alinhamento da lente da filmadora com o centro do corpo de prova a uma altura de 895 mm. A distância utilizada entre o corpo de prova e a lente da câmera foi de 970 mm.

4.16 Sistemas de iluminação de luz branca e de luz ultravioleta

Foram utilizados dois sistemas de iluminação: um de luz branca utilizado para iluminação dos corpos de prova com pinturas gerais e outras formas de geração dos pontos aleatórios; e um com luz ultravioleta (negra), para iluminação dos corpos de prova com geração dos pontos aleatórios com tinta fluorescente.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Geração de pontos aleatórios nos corpos de prova conforme indicação do fabricante do software

Estes resultados foram obtidos com corpos de prova não normalizados, efetuando-se a pintura dos corpos de prova conforme orientação do fabricante (utilização de tinta branca no fundo e tinta preta para geração de pontos aleatórios) e tracionados no laboratório de ensaios mecânicos do IFSP de Bragança Paulista - SP. Foram obtidos resultados satisfatórios quanto à geração de imagem e dados devido ao contraste entre as duas cores, resultando em maior qualidade no mapeamento das cores e resultados, em relação aos outros métodos. No entanto, em virtude da variação do coeficiente de dilatação entre o aço e a tinta de fundo, e da aderência entre a tinta e a superfície dos corpos de provas, o destacamento da tinta de fundo acontece antes do rompimento do aço e a análise é interrompida pelo software. Pelo fato descrito, não foi possível, neste caso, a análise de correlação das imagens até o momento da geração da trinca no corpo de prova. Conseguiu-se um acompanhamento com a correlação de imagens digitais, em torno de 90% do tempo do ensaio mecânico de tração dos corpos de prova.

Observou-se que a geração de pontos discretos e de pequeno tamanho obteve melhor resultado na curva de análise de qualidade das imagens do GOM.

5.2 Geração de pontos aleatórios conforme técnicas alternativas.

Estes resultados foram obtidos com corpos de prova não normalizados, efetuando-se a pintura sem a utilização de pintura de fundo, ou seja, em corpos de prova com as superfícies mais escuras (tratadas termicamente) foram feitos pontos aleatórios, pulverizando tinta branca sobre a superfície do material, em corpos de prova com a superfície claras (sem tratamento térmico) foram feitos pontos aleatórios com tinta preta pulverizada. Esses corpos de prova foram tracionados no laboratório de ensaios mecânicos do IPEN (Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares) - SP. Em todos os casos supracitados foram obtidos resultados satisfatórios quanto à geração de imagem e dados, mas com perda de qualidade,

devido à redução de nitidez e contraste entre as cores. Também se observou que as superfícies mais brilhantes, provocam distorções nas gravações de imagens. O resultado foi de menor qualidade no mapeamento das cores e resultados, em relação ao método utilizando pintura branca de fundo. No entanto, foi possível aumentar o percentual de análise do corpo de prova durante o ensaio mecânico de tração, em torno de 5% em relação a que possui tinta de fundo. No entanto, em todas as situações, com o início do empensoamento do corpo de prova, a análise de correlação das imagens digitais foi interrompida antes do início da trinca.

Também foram feitos pontos aleatórios em ambos tipos de superfície (sem e com tratamento térmico), utilizando-se tinta fluorescente, com a devida iluminação ultravioleta (luz negra). Imagens individuais obtidas por fotografia puderam ser lidas pelo software, que indicou qualidade satisfatória para análise. No entanto, neste estudo, não foi possível efetuar a gravação digital e se obter uma sequência de fotogramas necessários para se analisar de deformações pelo software, em virtude de baixa qualidade das imagens conseguidas com a iluminação e equipamento de gravação utilizados. Quanto às marcações de pontos aleatórios gerados a laser, foi possível a marcação de pontos e pequenos traços, com bom contraste na superfície do corpo de prova sem tratamento térmico, no entanto não foi possível desenvolver, neste estudo, um desenho ou programa que permita a máquina a laser gerar os pontos aleatórios. Estes dois últimos estudos foram então interrompidos.

5.3 Ensaio mecânico de tração nos corpos de prova com tratamento térmico

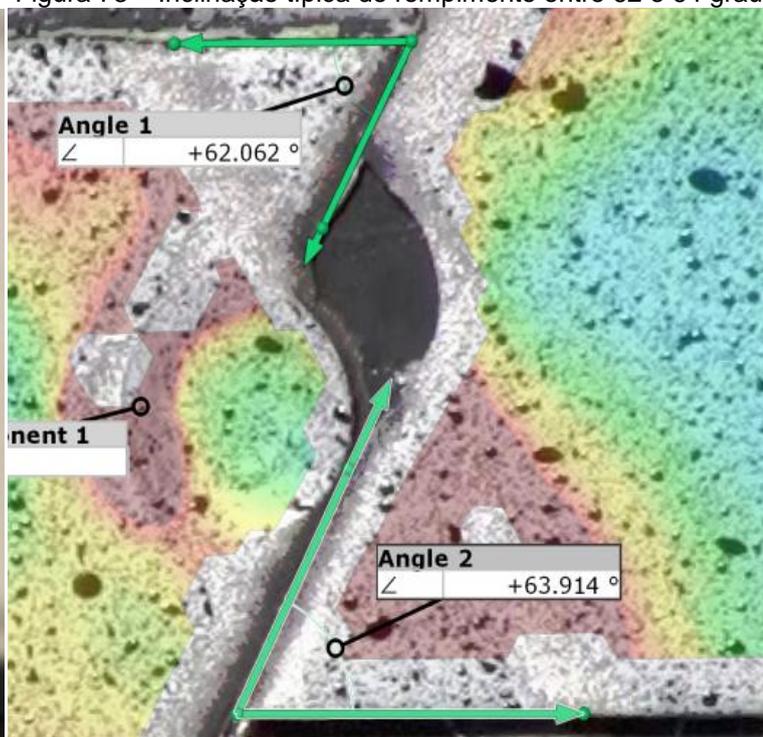
Foi constatado neste estudo, e já previsto conforme estudos anteriores, que o rompimento ocorre preferencialmente na região termicamente afetada pelo calor em virtude do ponto de solda, devido à queda das características mecânicas nesta região e a alteração de microestruturas resultantes do revenimento ocorrido nesta região. O ponto de solda foi gerado por um eletrodo de 6 mm em sua extremidade. O rompimento típico com inclinação em torno de 60 graus é mostrado na figura 73. Na figura 72, pode-se observar a fratura típica. Foram destacados os seguintes resultados para uma velocidade de tração de $2,5 \text{ mm.min}^{-1}$:

- Rompimento no entorno do ponto de solda (reigião da ZTA).
- Rompimento em duas fases. Uma lateral do ponto de solda se rompe e posteriormente a outra lateral se rompe, efetuando a ruptura completa do corpo de prova.
- O ponto de solda não deformou tanto quanto a sua periferia que é menos resistente e concentrou maiores deformações.
- Todos os rompimentos ocorreram em diagonal.
- As tensões máximas para o rompimento ficaram entre $14714 \text{ kgf.cm}^{-2}$ e $15755 \text{ kgf.cm}^{-2}$ (1443 MPa e 1545 MPa).
- Os alongamentos máximos ficaram entre $6,7 \text{ mm}$ ($11,2\%$) e $9,4 \text{ mm}$ ($15,6\%$).

Figura 72 – Fratura típica



Figura 73 – Inclinação típica de rompimento entre 62 e 64 graus



Fontes: próprio autor

Na tabela 4, são apresentados os dados de quatro corpos de prova (os demais foram utilizados para outros ensaios), sendo que em dois deles foi usado um distanciador de $0,6 \text{ mm}$ entre o corpo de prova e um dos lados do corpo de fundo. Os resultados mostram que o espaço criado entre os materiais interferem nos resultados finais quanto à resistência a tração, apesar de não serem unânimes neste estudo.

Tabela 4

| Denominação | Distanciador | Tensão máx. (MPa) | Along. máx. (mm) – (%) |
|-------------|--------------|-------------------|------------------------|
| CP2 | Com | 1443 | 6,7 – 11,2 |
| CP5 | Com | 1526 | 8,6 – 14,3 |
| CP6 | Sem | 1520 | 9,4 – 15,6 |
| CP9 | Sem | 1545 | 7,0 – 11,7 |

Fonte: próprio autor

5.4 Ensaio mecânico de tração nos corpos de prova normalizados sem tratamento térmico

Foi constatado, neste estudo, que o rompimento ocorre preferencialmente fora da região do ponto de solda, indicando que houve aumento das características mecânicas na região da solda, geradas pelo aquecimento durante a soldagem. Pelo resultado obtido, verificou-se que o ponto de solda gerado utilizando eletrodo com diâmetro de 6 mm em sua extremidade, promove resistência superior a largura de 25 mm do corpo de prova sem tratamento térmico.

O rompimento típico é mostrado na figura 74. O rompimento se inicia em uma das laterais, promovendo uma abertura inicial (rasgo) até que o rompimento em diagonal ocorre. Foram destacados os seguintes resultados para uma velocidade de tração de 2,5 mm.min⁻¹:

- O rompimento ocorre fora da região do ponto de solda.
- Todas fraturas ocorreram de forma lenta, iniciando com um rasgo em uma das laterais e posteriormente acontece a ruptura em diagonal.
- As tensões máximas ficaram entre 6587 kgf.cm⁻² e 7026 kgf.cm⁻² (646 MPa e 689 MPa).
- Os alongamentos máximos ficaram entre 15,3 mm (25,5%) e 17,7 mm (29,5%).

Figura 74 – Rompimento típico para corpo de prova sem tratamento térmico



Fonte: próprio autor

Na tabela 5, são apresentados os dados de quatro corpos de prova (os demais foram utilizados para outros ensaios), sendo que em dois deles foi usado um distanciador de 0,6 mm entre o corpo de prova e um dos lados do corpo de fundo. Os resultados mostram que o espaço criado entre os materiais interferem nos resultados finais quanto à resistência a tração.

Tabela 5

| Denominação | Distanciador | Tensão máx. (MPa) | Along. máx. (mm) – (%) |
|-------------|--------------|-------------------|------------------------|
| CP13 | Com | 646 | 17,7 – 29,5 |
| CP14 | Com | 665 | 16,0 – 26,7 |
| CP17 | Sem | 680 | 16,7 – 27,8 |
| CP18 | Sem | 689 | 15,3 – 25,5 |

Fonte: próprio autor

5.5 Escaneamento por Raios X

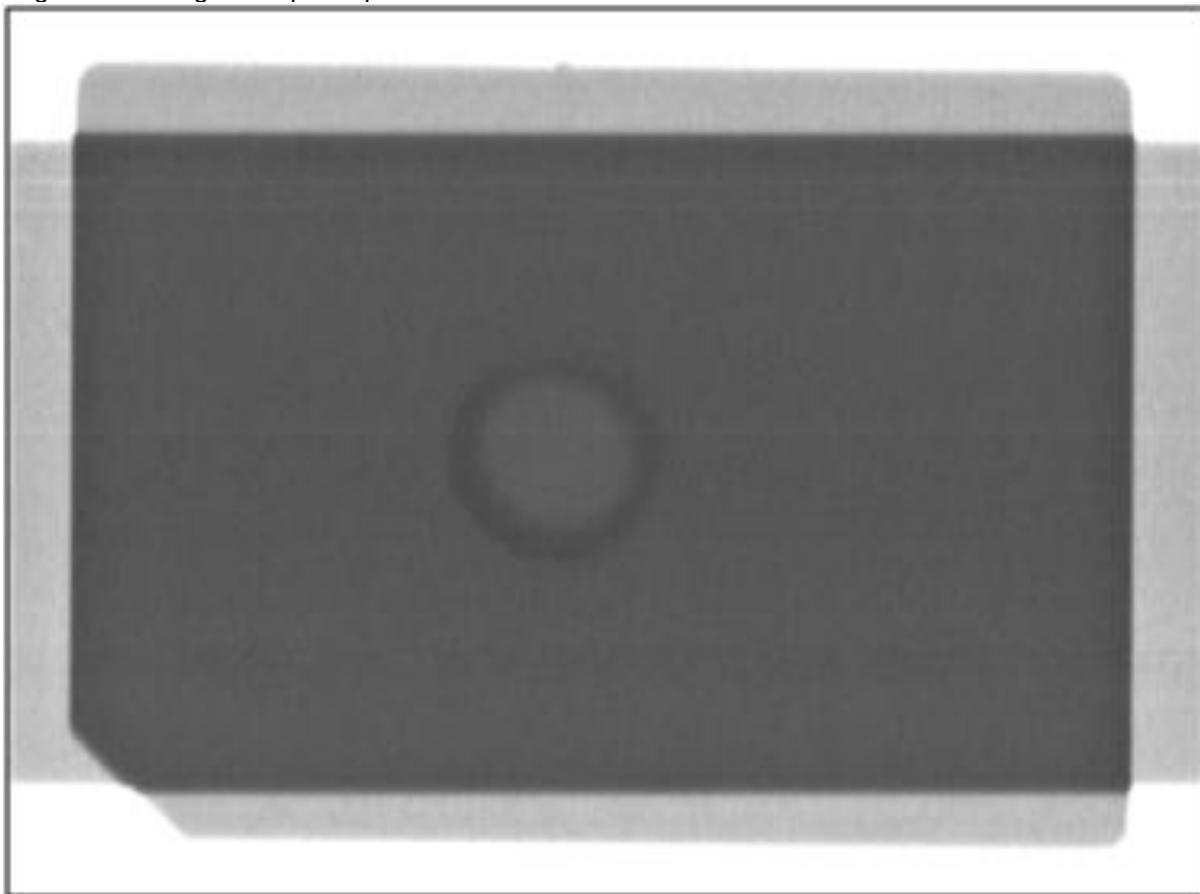
Com as imagens obtidas pelo equipamento de escaneamento por Raios X, verificou-se a diferença nas regiões da soldagem a ponto para os corpos de prova com e sem tratamento térmico. As regiões mais claras são regiões com estruturas que oferecem menos resistência a passagem dos Raios X, portanto as mais escuras são as regiões que oferecem maior resistência à passagem dos Raios X.

Na figura 75, pode-se observar figuras circulares na região da solda a ponto, sugerindo a delimitação das regiões com diferentes espessuras. A figura central sugere ter sido formada pela indentação da solda. A figura externa sugere ter sido formada pelo material expelido da região da indentação.

Na figura 76, pode-se observar a formação de pontos mais claros internos que a lentilha da solda, a parte circular do entorno está menos definida e possui também estrias formadas da parte central para fora. Os pontos mais claros, podem indicar a formação de bolhas de ar (poros). As estrias podem ter sido geradas pela expulsão (escorrimento) do material da bolha para fora da solda e depositado entre as chapas, fenômeno este conhecido como “*splash*”. Em complemento a tendência de rompimento na região da ZTA pelo revenimento, estas bolhas observadas podem reduzir a resistência e haver uma tendência ao início do rompimento na região.

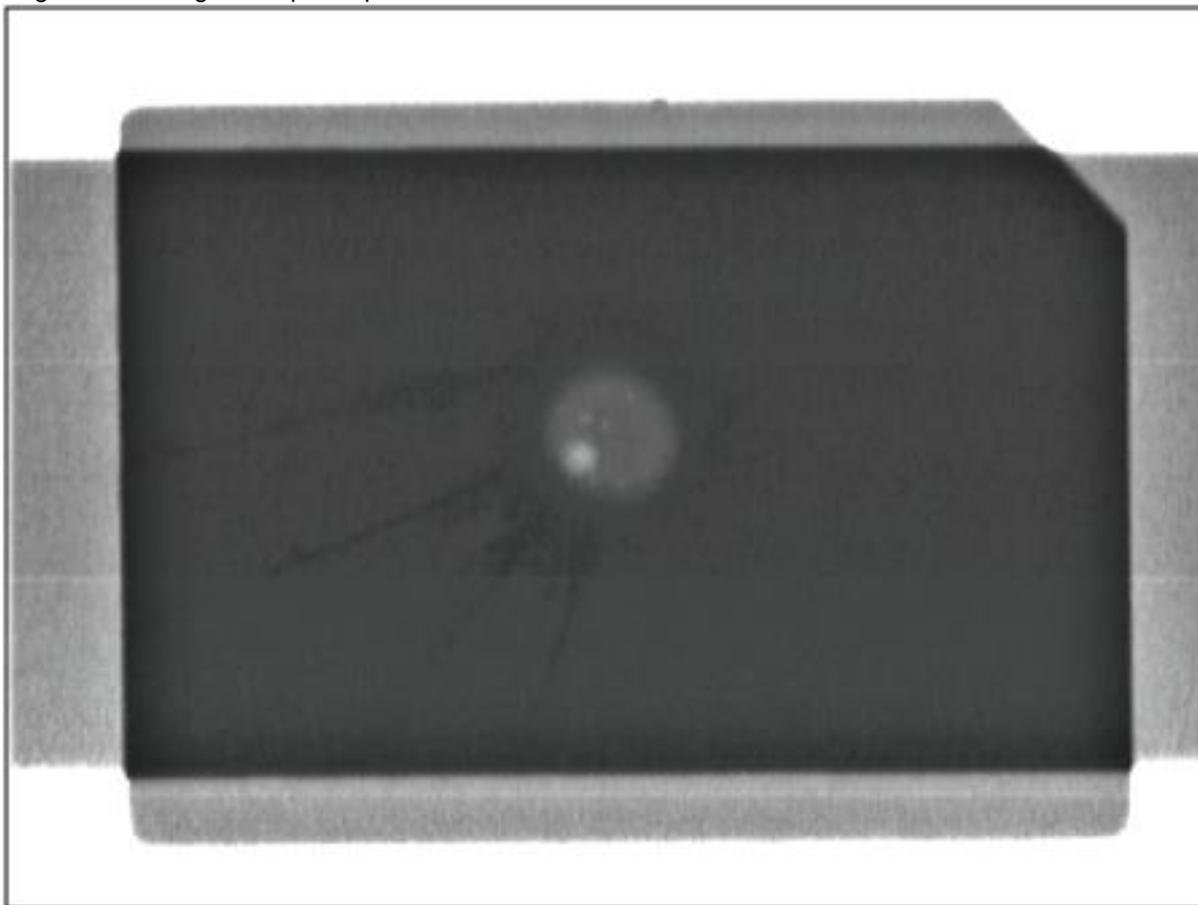
As imagens foram obtidas de todos os corpos de prova, sendo efetuadas em dois grupos (temperado e não temperado). Foram escolhidas duas amostras, uma de cada grupo, já que são similares dentro de cada grupo. A figura 75 refere-se a solda a ponto entre os aços não tratados termicamente e pode-se observar figuras circulares na região da solda a ponto, sugerindo a delimitação das regiões com diferentes espessuras e a figura 76 refere-se a solda a ponto entre aços tratados termicamente.

Figura 75 - Imagem corpo de prova sem tratamento térmico



Fonte: próprio autor

Figura 76 - Imagem corpo de prova com tratamento térmico



Fonte: próprio autor

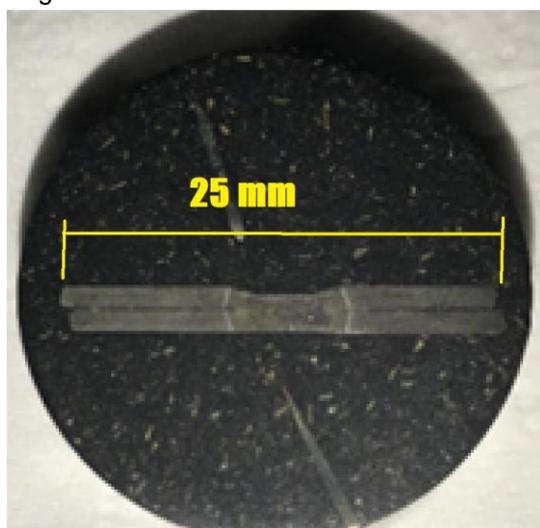
5.6 Microdureza

Foram obtidas microdurezas entre 522 e 621 HV (50/57 HRC). As durezas foram obtidas do topo de uma amostra de um corpo de prova cortado e polido para este fim. Nos estudos de Lechler e Merklein (2006) utilizando aço 22MnB5 foi relatado que uma dureza acima de 470 HV apresenta estrutura totalmente martensítica. Conforme outras literaturas consultadas é esperado material com estrutura totalmente martensítica acima de 400 HV. Também é esperado que o aço 22MnB5 esteja com dureza acima de 447 HV após passar pelo processo PHS na indústria automobilística. O resultado obtido demonstra que foi atingida estrutura totalmente martensítica com o tratamento térmico (têmpera) efetuado para este estudo. Os resultados obtidos também estão de acordo com a Tabela 3 (Características mecânicas obtidas em função da condição de resfriamento) para resfriamento a água.

5.7 Microscopia Eletrônica de Varredura – TN 3000

Pode-se observar a formação de bolha (ou poro) na região da solda, que pode ter sido formada pelo material expelido durante a soldagem ou resultante do processo de solidificação da solda (rechupe). As imagens foram obtidas de uma amostra de um corpo de prova cortado na região da solda e polido para este fim. Na figura 77, é mostrado a amostra com a região da solda embutida. Na figura 78, é mostrado a região de união das partes soldadas, um lado da indentação formada pelo ponto de solda e o início de uma bolha. Na figura 79, é mostrado a bolha e o outro lado da indentação. Na figura 80, é mostrado uma parte aumentada da bolha. Na figura 81, é mostrado um detalhe da região da união entre as chapas soldadas. Na figura 82, é mostrado o detalhe da região da união entre as chapas aumentada, onde pode ser visualizado também a presença de outros materiais, como o silício e o alumínio presentes no revestimento deste aço, mas que não foram alvos deste estudo.

Figura 77 – Amostra corte na solda

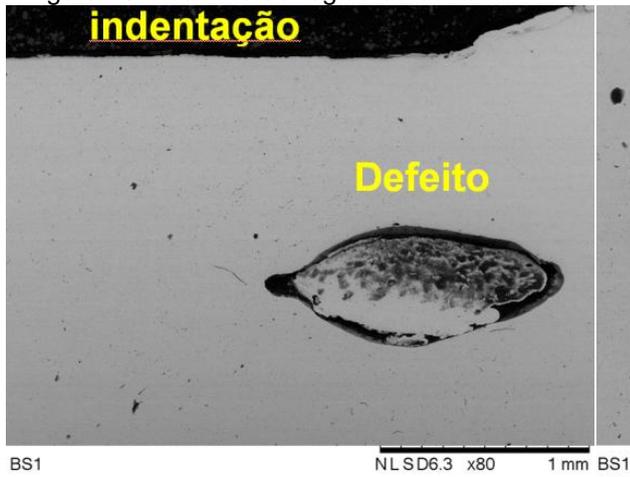


Fonte: próprio autor

Figura 78 – Detalhe de região da solda



Figura 79 - Detalhe de região da solda



Fonte: próprio autor

Figura 80 – Detalhe do defeito

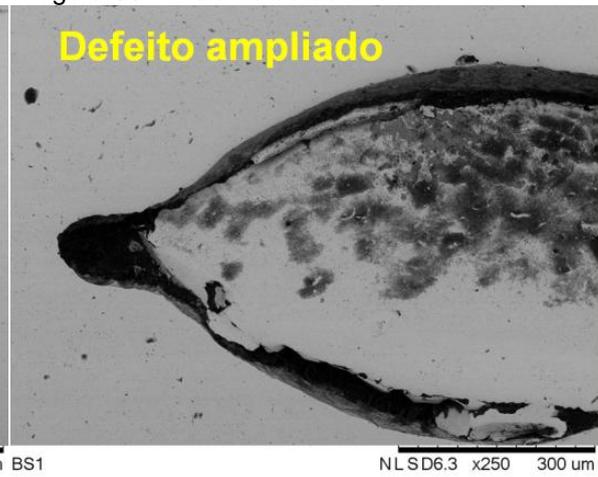
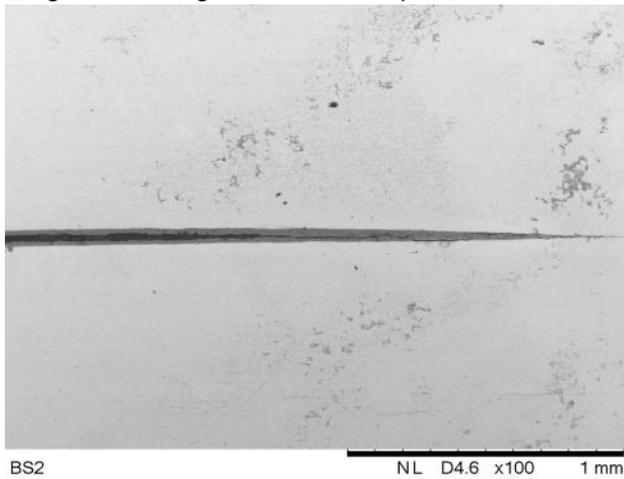
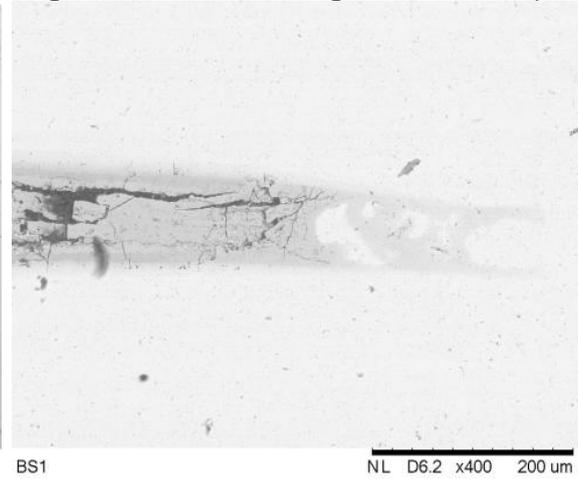


Figura 81 - Região entre as chapas soldas



Fonte: próprio autor

Figura 82 – Detalhe da região entre as chapas



6 CONCLUSÕES

O melhor processo com relação à geração de imagens foi à pintura branca de fundo com aspersão pulverizada de tinta preta, mas limitada a aproximadamente 90% de acompanhamento do ensaio.

Por meio dos estudos realizados não foi possível a análise, por correlação de imagens digitais, até o momento do início da ruptura (trinca) do corpo de prova.

Provou-se que as formas de geração de pontos aleatórios utilizadas neste estudo foram satisfatórias, produzindo resultados pelo software, com exceção das gerações efetuadas com tinta fluorescente e a laser, que tiveram restrições. Os métodos que promovem maiores contrastes entre o fundo e os pontos, trazem melhores resultados pelo software. Outros fatores que influenciam nos resultados são: tamanho e quantidade dos pontos; posicionamento aleatório dos pontos; tipo de pintura ou forma de geração dos pontos; iluminação; reflexo de fundo; distância da gravação digital; capacidade de captação e resolução da câmera digital.

Foi comprovado que marcações das manchas (pontos) aleatórias diretamente sobre a superfície do corpo de prova aumentam o tempo de análises pelo software de correlação de imagens digitais, sendo passível de mais estudos para estes tipos de marcações. Tratamentos nas superfícies dos corpos de prova, como: lixamento, remoção de revestimentos, redução de porosidades e rugosidade, tratamentos para aumentar a ancoragem da tinta, utilização de laser para marcação, entre outros, podem ser boas alternativas para se prolongar a análise digital durante o ensaio mecânico de tração. Alternativas essas, buscando a possibilidade da análise de correlação de imagens digitais até o momento de trinca. No entanto, essas alternativas, tiveram menor desempenho de leitura pelo software GOM Correlate, devido a não promover um contraste apropriado entre o fundo e os pontos aleatórios.

Pelos resultados obtidos neste estudo, conclui-se que os tamanhos das manchas (ou pontos), adequados para este tamanho de corpo de prova e ideais para este estudo, estão entre 200 e 700 microns.

A análise dos corpos de prova, utilizados no ensaio, através do software de análise das imagens digitais no decorrer da deformação, permitiu a visualização das deformações, através da distribuição de cores, através das indicações das direções

das movimentações e outros que auxiliaram na compreensão do processo de deformação em torno da pepita de solda (ZTA). As imagens permitiram a escolha da região a ser analisada, bem como de pontos específicos de análise, que auxiliaram na compreensão do processo de deformação em torno da pepita de solda (ZTA).

Concluiu-se que as deformações que ocorrem na região ZTA (entorno da pepita de solda), nos corpos de prova temperados, foram as responsáveis pelo início de trincas e consequente fratura nesta região, devido à transição da microestrutura entre o material temperado e da microestrutura do material alterado (recozido) pela temperatura.

Concluiu-se também que, conforme curvas e coloração de identificação dos deslocamentos distribuídos no corpo de prova, a região de transição foi predominantemente deformada, por exercer menor resistência à deformação devido à queda da dureza nesta região.

A formação de manchas brancas no interior da solda e as imagens estriadas em torno da solda a ponto no aço temperado, visualizadas pelos Raios X (também visualizadas no MEV), são defeitos no botão de solda, o que reduz sua resistência mecânica, demandando mais estudos.

Observou-se que o processo de ruptura, nos corpos de prova temperado, ocorreu predominantemente em torno do botão da solda, o que leva a concluir que em princípio a região foi enfraquecida pela geração de estruturas metálicas (recozido) com menor resistência mecânica na ZTA. Já nos corpos de prova não temperados, o processo de ruptura ocorreu no corpo e fora da região da solda, caracterizando que a região da solda foi reforçada pelas estruturas metálicas geradas pela solda, ou seja, a região com o ponto de solda, gerada com eletrodo de 6 mm de diâmetro, tornou-se mais resistente que as outras regiões do corpo de prova.

Os corpos de prova que foram soldados com a utilização de espaçador entre as chapas em um dos lados tiveram, neste estudo, suas resistências reduzidas.

Os resultados da correlação de imagens digitais permitiram observar a existência recorrente de concentração de tensões e, portanto, deformações na lateral dos defeitos, analogamente ao que ocorre no caso de tração de chapa com furo. A zona afetada pelo calor, por ter menor resistência mecânica que o metal

temperado, pode ser interpretada como um furo, e possivelmente se aumentar o diâmetro do botão de solda poderia trazer um efeito benéfico na resistência final da peça soldada. Outrossim, diminuir a zona afetada pelo calor, aumentar o diâmetro ou alongar o formato do "spot" é um desafio a ser estudado em trabalhos futuros, demandando mais experimentos, mas que sugere uma melhoria na engenharia de união de peças soldadas por resistência.

Concluiu-se que os resultados apresentados, podem ser estudados e aperfeiçoados por novas técnicas e processos de obtenção dos pontos aleatórios, sendo algumas: variações de processos de gravação a laser, marcação eletroquímica, serigrafia, adesão de agregados em pó a superfície do corpo de prova, adesão de adesivos superficiais, variação dos tipos de tinta e processos de pintura, entre outros. Comparar dados do ensaio mecânico de tração de corpos de prova sem se efetuar o ponto de solda, com os resultados dos corpos de prova com o ponto de solda. Comparar os deslocamentos reais físicos, com os deslocamentos correlacionados as imagens digitais e sua precisão.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ARCELORMITTAL USIBOR®-AS patent case to be reviewed in district court. Disponível em: <<http://corporate.arcelormittal.com/news-and-media/news/2013/april/22-04-2013>>

ASKELAND, DONALD R.; PHULÉ, PRADEEP P. Ciência e engenharia dos materiais. São Paulo -SP: Cengage Learning, 2008.

BEHRENS, B.; OILE, P.; SCHAFFNER, C. Process simulation of hot stamping in consideration of transformation-induced stresses. September, 1-5, Interlaken, Switzerland, 2008.

BIAN, JIAN; MOHRBACHER, Hardy. Novel alloying for press hardening steels with better crash performance. International Symposium on New Developments in Advanced HighStrength Sheet Steels, AIST, 2013.

BRASIL, Brasília, Ministério da casa civil. *LEI Nº 12.715, de 17 /09 /2012*. Art. 40 Programa de incentivo à inovação tecnológica e adensamento da cadeia produtiva de veículos automotores - inovar - auto, 2012. Disponível em: <http://www.planalto.gov.br/CCIVIL_03/_Ato2011-2014/2012/Lei/L12715.htm>.

BRESSAN, J. D. Processos de Conformação de chapas e ensaio de conformabilidade de chapas metálicas. Universidade do Estado de Santa Catarina - Publicação interna Udesc, 2011.

CALLISTER, W. D. Ciência e Engenharia de Materiais. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos, 2002.

CHAO, Y. Ultimate strength and failure mechanism of resistance spot weld subjected to tensile, shear, or combined tensile/shear loads. Journal of engineering materials and technology, 2003; vol. 125, pp. 125-132.

CINTRÓN, R.; SAOUMA, V. Strain Measurements with Digital Image Correlation System Vic-2D. University of Puerto Rico, Mayaguez and University of Colorado, Boulder. 2008.

CONTRAN nº 751. Resolução do Conselho Nacional de Trânsito de 20/12/18, Impactos laterais para veículos. http://www.in.gov.br/materia/-/asset_publisher/Kujrw0TZC2Mb/content/id/57495685.
http://www.normasbrasil.com.br/norma/resolucao-751-2018_373328.html

CORRELATED SOLUTIONS, INC., “Digital Image Correlation”, 16 Jun. 2008 <http://www.correlatedsolutions.com/index.php?option=com_content&task=view&id=23&Itemid=36>.

COSTA E SILVA, A. L. V. DA C.; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. São Paulo: Edgard Blücher, 2006.

CUI, J. et al. Predictions of the mechanical properties and microstructure evolution of high strength steel in hot stamping. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.21, p.2244-2254, 2012.

DEVA, A.; JHA, N. K.; JHA, B. K. Effect of austenitising temperature and cooling condition on mechanical properties of low carbon boron containing steel. *International journal of metallurgical engineering*, vol. 1, p. 1-6, 2012.

DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, segunda edição, 1981.

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

GORNI, A. A. *Aços Avançados com Alta Resistência Mecânica para Aplicações Automotivas*. ABM, São Paulo, 2011.

GORNI, A. A. Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas. *Corte & Conformação de Metais*, dez., 2008a.

GORNI, A. A. Engenharia microestrutural das chapas de aços avançados de alta resistência. *Ila Conferência Nacional de Conformação de Chapas*. Porto Alegre: outubro, 2008b.

HALL, N.J.; SINGH, P.J.; BELANGER, J.P.; CATALIN, F.J.; GUGEL, M. An Evaluation of ZnCoated Press Hardened Steels. *Materials Science and Technology*. 2012.

HONEYCOMBE, R.W.K. Aços, Microestruturas e Propriedades. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1982.

HUME-ROTHERY, W. Estrutura das ligas de ferro. São Paulo: Edgard Blücher, 1968. 299

JÄRVINEN, H.; JÄRN, S.; LEPIKKO E.; JÄRVENPÄÄ M.; PEURA, P. ZnFe Coated 22MnB5 Steels in Direct Press Hardening: the Relationships between Coating Structure and Process Parameters. Trans Tech Publications, Key Engineering Materials Vol. 674 Suíça. Janeiro 2016.

JIS Z 2241; 2011 Edition, February 21, 2011 complete document metallic materials - tensile testing - method of test at room temperature.

JIS Z 3137:1999; Specimen dimensions and procedure for cross tension testing resistance spot and embossed projection welded joints
https://global.ihs.com/doc_detail.cfm?document_name=JIS%20Z%202241&item_s_key=00127867.

JSA - JIS Z 3136, Specimen Dimensions and Procedure for Shear Testing Resistance Spot and Embossed Projection Welded Joints. 99th Edition, October 22, 2018.

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

KEARNS, W.H. "Welding Handbook". Resistance and Solid-State Welding and Other Joining Processes. Maimi: American Welding Society, 1984.

KIM, C.; KANG, M.J.; PARK, Y.D. Laser welding of Al-Si coated hot stamping steel. Science Direct - Procedia Engineering, v.10, p.2226-2231, 2011a.

LECHLER J, MERKLEIN M. Hot stamping of ultra-strength steels as a key technology for lightweight construction. In: Materials Science & Technology 2008 Conference and Exhibition, MS&T'08. Pittsburgh, Pennsylvania. Warrendale: Current & Associates Inc.; 2008. p. 1698-1709.

LIMESS MESSTECHNIK & SOFTWARE GMBH, "Vic-2D", 16 Jun. 2008
<http://limess.eu/index.php?option=com_content&task=view&id=24&Itemid=58>

MARYA, M.; WANG, K.; HECTOR, L. G.; GAYDEN, X. Tensile-shear forces and fracture modes in single and multiple weld specimens in dual-phase steels. *J. Manuf. Sci. Eng* 128(1), 287-298 (Aug 30, 2005) (12 pages) doi:10.1115/1.2137751. History: Received April 21, 2005; Revised August 30, 2005. acesso: <http://manufacturing-science.asmedigitalcollection.asme.org/article.aspx?articleid=1450409>.

MERKLEIN, M. et al. Characterization of the flow properties of the quenchable ultra-high strength steel 22MnB5. *Annals of CIRP*, v.55, n.1. 2006b.

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

MEYERS, M.A.; CHAWLA, K.K. *Princípios de Metalurgia Mecânica*. Item 13.4: Processamento Termomecânico - São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

MIRANDA, G.P. Estudo da soldabilidade a ponto por resistência entre os aços 22MnB5 e DP800. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal de Minas Gerais. 2015.

NADERI, M. Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. Master of Science Thesis, Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen, 2007.

NADERI, M. et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of different boron and non-boron alloyed steels after being hot stamped. *Science Direct. Procedia Engineering*, v.10, p.460-465, 2011a.

NADERI, M. et al. Analysis of microstructure and mechanical properties of different high strength carbon steels after hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, v.211, p.1117-1125, 2011b.

NADERI, M.; ED-AKBARI, A.; BLECK, W. The effects of nonisothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. *Materials Science and Engineering*, v.A 487, p.445-455, 2008. 303.

NAGANATHAN, A. Hot Stamping of manganese boron steel. Thesis for Degree Master of Science: Graduate Program in Mechanical Engineering, School of the Ohio University, 2010.

NETO, A.O; Tese – Estudo do Efeito da deformação plástica sobre a cinética de transformação de fase do aço 22MnB5 estampado a quente. Universidade de Santa Catarina; Joinville, 2015.

PESSARD E.; MOREL F.; ABRIVARD B.; DELHAYE, P. A new methodology for designing heat treated components in fatigue. 5th Fatigue Design Conference, Fatigue Design 2013. ScienceDirect. 2013.

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

REED-HILL, Robert E. Princípios de Metalurgia Física. Rio de Janeiro: Guanabara, 1982. RIOS, P. R. Efeito do Nb na produção de aços com grãos ultrafinos. Ilo Simpósio de Aços, São Paulo: maio, 2007.

RUIZ, D.C; BATALHA, G.F. Estudo de um critério de modo de falha para solda a ponto por resistência. Anais. Rio de Janeiro: ABCM, 2005. Disponível em: http://sites.poli.usp.br/pmr/lefa/download/COF_021009063.pdf

SHACKELFORD, J.F.; Ciência dos Materiais. 6ª edição. São Paulo. Pearson Education, 2008.

SHAH, M; Development of Bainite –Austenite Steel by Air Cooling with Good Erosion Resistance. CSIR – National Metallurgical Laboratory, Jamshedpur; India. 2015. See discussions, stats, and author profiles for this publication at: <https://www.researchgate.net/publication/312024734>.

SHI, Z. et al. Effect of non-isothermal deformation of austenite on phase transformation and microstructure of 22Mn2TiB steel. Materials Science and Engineering A, v.535, p.290-296, 2012.

SILVA, H. R. DA. Efeito do tamanho de grão ultrafino nas propriedades mecânicas do aço Nb-Ti laminado a morno seguido de recozimento intercrítico e subcrítico. Dissertação de mestrado, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, mar., 2007.

SONG, T. et al. On the processing of martensitic steels in continuous galvanizing lines: Part II. Metallurgical and Materials Transaction, v.43A, p.263-280, Jan., 2012.

SOUZA, S.A. Ensaios Mecânicos de Materiais Metálicos - Fundamentos Teóricos e Práticos. 1982 — 5ª edição.

SSAB TUNNPLAT AB. Sheet Steel Handbook – Design and Fabrication in High Strength. Boräng (Suécia), 1996.

STOCCO, DANILO; Caracterização de Solda por Resistência a Ponto através de avaliação não destrutiva. São Paulo, 2010. 110pág.

SUTTON, M.A.; ORTEU, J.J.; SCHREIER, H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements: Basic Concepts, Theory and Applications. 2009.

THYSSEN KRUPP STEEL. Hot press hardening manganeseboron steels MBW® for ultrahigh strengths. Product information, p.1-11, Sept, 2008. 307.

TURETTA, A. et al. Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations. Journal of Materials Processing Technology, v.177, p.396-400. 2006.

TURETTA, A. Investigation of thermal, mechanical and microstructural properties of quenchenable high strength steels in hot stamping operations. Tese de doutorado, Univesita' Degli Studi di Padova. 2008a.

VANDENBOSSCHE, D. J., 1977. Ultimate strength and failure mode of spot-weld in high strength steels. SAE Technical Paper n° 770214, Society of Automotive Engineers, Warren dale, PA.

VTECH CONSULTING LTDA. GOM Testing. Technical Documentation as of V8 SR1. Digital Image Correlation and Strain Computations Basics. 000000118_004_EN_16-11-2016. Braunscheig, Germany, 2016.

WOOD, S. E.; BATTINO, R. Thermodynamics of chemical systems. Cambridge University Press; 1 edition (March 30, 1990), p. 143.

WORDAUTOSTEEL. AHSS Guidelines, The AHSS Application Guidelines Version <https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>. 2014

ZHANG, H.; ZHOU, M.; HU, S.J. Impact strength measurement of spot welds. Proc Instn Mech Engrs, v 215 Part B, 2001.

ZHOU, M.; HU, S. J.; AND ZHANG, H. Critical Specimen Sizes for Tensile -Shear Testing of Steel Sheets. 1999, Welding Research supplement.

ZHOU, M.; ZHANG, H.; HU, S. J. A spot weld's strength can be determined by the geometric characteristics and mechanical properties of the weldment. Supplement to the welding Journal, april 2003. Disponível em:
http://files.aws.org/wj/supplement/WJ_2003_04_s72.pdf

BIBLIOGRAFIA RECOMENDADA

ÅKERSTRÖM, P.; OLDENBURG. M. Austenite decomposition during press hardening of a boron steel – Computer simulation and test. Journal of Materials Processing Technology, v.174, p.399-406, 2006.

ALTAN, T. Estampagem a quente de aços ligados ao boro para peças automotivas. Parte I: Métodos e Processos. Corte & Conformação de Metais. Ago, 2010.

ALTAN, T. Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts. Stamping Journal, Dec. 2006.

BARCELONA, A.; PALMERI, D. Effect of plastic hot deformation on the hardness and continuous cooling transformations of 22MnB5 microalloyed boron steel. Metallurgical and Materials Transactions A, v.40A, p.1160-1174, may, 2009.

BERFIELD, T.A.; PATEL, J.K.; SHIMMIN, R.G.; BRAUN, P.V.; LAMBROS. J.; SOTTOS, N.R. Micro-and Nanoscale Deformation Measurement of Surface and Internal Planes via Digital Image Correlation, Experimental Mechanics, vol. 47, pp.51-62, 2007.

BRESSAN, J. D. Limit strains of anisotropic and superplastic sheet metal forming. Proceedings of the SheMet International Conference, p.435-444, April, 2008.

CANTOR, B.; GRANT, P.; JOHNSTON, C. Automotive engineering - lightweight, functional and novel materials: Future vehicles and materials technologies. United Kingdom. Published by CRC press, 1st edition. February 19, 2008. 296 p.

ÇARBOGA, CEMAL; INEM, Burhanettin, IMER, C. Sencer. The effect of hardening heat treatment on AISI 1022 steel containing 15 and 26 ppm boron. Technology, v.13(3), p.139-144, 2010.

CARVALHO, J.L.C; Dissertação – Influência do tratamento térmico de austenitização sobre a microestrutura do revestimento e substrato em blanks patchwork de um aço ao boro laminado a frio com revestimento Zn-Fe para conformação a quente. UFMG - Universidade Federal de Minas Gerais; MG, 2018.

CHANG, YING; et al. Influence of hot press forming techniques on properties of vehicle high strength steels. *Journal of iron and steel research, International*, v.18(5), p.59-63, 2011.

CHOI, J. W. et al. Experimental and numerical analyses of hot stamped parts with tailored properties. *ISIJ International*, v.53, n.6, p.1047-1056, 2013. 296.

FLANDOLI, F. A.; BUTTON, S. T. Improvement of Mechanical Properties and Microstructure of 22MnB5 Steel by Hot Stamping and Direct Cooling. *Annals of IDDRG 2010 Conference, Austria*, pp.61-70, 2010. 297

GORNI, A. A. Novas tendências no processo de estampagem a quente. *Corte & Conformação de Metais*, Jun, p.62-77, 2010. 298.

GORNI, A. A. Produção industrial de aços planos com grão ultrafino através de laminação a quente. *Ilo Simpósio Sobre Aços: Novas Ligas Estruturais para Indústria Automobilística*, São Paulo: maio, 2007a.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D. DA; REIS, J. S. S. Estudo avalia o desenvolvimento de chapas de aço com grão ultrafino. *Corte & Conformação de Metais*, jul, 2007b.

GORNI, A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. 2011. Disponível em: <http://www.gorni.eng.br/Gorni_CongCCM_2011.pdf>. Acesso em: 15 de outubro de 2017.

GUI, Z.; LIANG, W.; ZHANG, Y. Formability of aluminum-silicon coated boron steel in hot stamping process. *Transformation of nonferrous metals society of China*, vol. 24, p. 1750-1757, 2014.

GUI, ZHONG-XIAN; LIANG, WEI-KANG; ZHANG, YI-SHENH. Formability of aluminum-silicon coated boron steel in hot stamping process. *ScienceDirect. Transforming Nonferrous Met. Soc. China*, v.24, p.1750-1757, 2014.

GUO, L.P.; SUN, W.; HE, X.Y.; XU, Z.B. Application of DSCM in prediction of potential fatigue crack path on concrete surface, *Engineering Fracture Mechanics* 75, 643-651, 2008.

HAMZE, R., DUVAL, L. R. Mechanical behavior model of resistance spot weld joints for body structure crash simulation. SAE, 1999-01-3189, 1999; 7 p.

HONEYCOMBE, R.W.K., *Steels, Microstructure and Properties*, Edward Arnold, 1981.

HONEYCOMBE, R.W.K., *The Plastic Deformation of Metals*, Edward Arnold, 1977.

HU, Ping; YING, Liang; LIAO, Zhengwei. Effect of oxide scale on temperature-dependent interfacial heat transfer in hot stamping process. *Journal of Materials Processing Technology*, v.213, pp.1475-1483, 2013.

HUNG, Tzu-Hao, et al. Measurement of heat transfer coefficient of boron steel in hot stamping. ScienceDirect. *Procedia Engineering*, v.81, p.1750-1755, 2014.

JUNIOR, E.B.; *Dissertação de Mestrado: Utilização do Método de Correlação na Caracterização de materiais Metálicos e poliméricos*, Universidade Federal Fluminense, Rio de Janeiro, 2008.

KIM, S.; LEE, Y. Effect of retained austenite phase on springback of cold-rolled TRIP steel sheets. *Materials Science and Engineering*, v.A 530, p.218-224, 2011b.

LEE, M. et al. Application of hot press forming process to manufacture an automotive part and its finite element analysis considering phase transformation plasticity. *International Journal of Mechanical Sciences*, v.51, p.888-898, 2009.

LEE, Y., WEHNER, T., LU, M., MORRISSETT, T., PAKALNINS, E. Ultimate strength of resistance spot welds subjected to combined tension and shear. *Journal of test and evaluation*, 1998; vol. 26, pp. 213-219.

LI, N. et al. Investigation on the Mechanical Properties of Asformed Boron Steels for Optimizing Process Strategies in Hot Stamping. 14th International Conference Metal Forming. Krakón, Poland, p.1259-1262, 2012.

MADASAMY, C., TYAN, T., FARUQUE, O. AND GUIMBERTEAU, T. Determination of spot weld modeling parameters from test data for finite element crash simulation. SAE, 2004-01-0692, 2004; 10 p.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J. STOEHR, T. Investigations on the thermal behavior of ultra-high strength boron manganese steels within hot stamping. International Journal Materials Forming, v. 2, n.1, p.259-262, 2009.

MORI, K. et al. Springback behavior in bending of ultra-highstrength steels sheets using CNC servo press. International Journal Machine Tools & Manufacturing v.47, p.321-325, 2007.

MORI, K. et al. Warm and hot punching of ultra-strength steel sheet. CIRP Annals. Manufacturing Technology, v.57, p.321- 324, 2008.

NADERI, M. et al. Semi-hot stamping as an improved process of hot stamping. Science Direct - Journal Materials & Science Technology, v.27, n.4, p.369-376, 2011c.

NADERI, M.; ABBASI, M. SAEED-AKBARI, A. Enhanced mechanical properties of a hot-stamped advanced High strength steel via tempering treatment. Metallurgical and Materials Transactions. Nov., 2012.

NAGANATHAN, A. Hot Stamping. Sheet Metal Forming – Processes and Applications, Chapter 7, T. Altan and A. E. Tekkaya, editors, p.133-156, 2012.

NUNES, L.C.S.; CASTELLO, A.; MATT, C.F.; SANTOS, P.A.M. Parameter Estimation Using Digital image correlation and inverse problems, Solid Mechanics in Brazil, vol.1, pp 433-443, 2007.

RAMALHO, R.; LISBOA, C.; COSTA, L.L.; SCHAEFFER, L. Artigo- Análise de microestrutura e microdureza do aço 22MnB5 estampado a quente, 37th SENAFOR, 2017.

ROSSI, G.P. Estudo de correlação do comportamento de pontos de solda em corpos de prova pelo método dos elementos finitos. Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica. São Paulo. 2007.