UNESP

Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

GUARATINGUETÁ – SP

2015

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

FLAVIO NUNES DOS SANTOS

EFEITO DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AUTOMOTIVOS DISSIMILARES SOLDADOS À LASER.

Guaratinguetá

2015

FLAVIO NUNES DOS SANTOS

EFEITO DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇOS AUTOMOTIVOS DISSIMILARES SOLDADOS À LASER.

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Caracterização de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá - SP
2015

S237e

Santos, Flavio Nunes dos

O efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas de aços automotivos dissimilares soldados a laser. / Flavio Nunes dos Santos – Guaratinguetá, 2015.

106 f. : il.

Bibliografia : f. 99-106

Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2015.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Aço de alta resistência 2. Solda e soldagem 3. Indústria automobilística I. Título

CDU 669.14

unesp

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

FLAVIO NUNES DOS SANTOS

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Edson Cocchieri Botelho
Coordenador

B A N C A E X A M I N A D O R A:

Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
UNESP/FEG

Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
UNESP/FEG

Profª. Drª. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
FATEC/Pindamonhangaba

Dezembro de 2015

DADOS CURRICULARES

FLAVIO NUNES DOS SANTOS

NASCIMENTO	23.03.1983 – São Paulo/SP
FILIAÇÃO	Ladislau Nunes dos Santos
	Ivone Maria de Jesus Barbosa dos Santos
2003/2007	Curso de Graduação
	Engenharia de Materiais – Universidade Estadual Paulista
	Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá

Dedico este trabalho a todos que, de algum modo, me apoiaram e não deixaram que eu perdesse o ânimo nem nos dias mais improdutivos.

AGRADECIMENTOS.

Inicialmente a Deus, pelo cuidado que Ele tem com a minha vida,

a minha família e amigos, pela dedicação, amor e incentivo de sempre em tudo à que me dediquei na vida,

ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, por sua amizade, apoio, suporte, incentivo e diretrizes, sem as quais o meu crescimento e entendimento para este trabalho não seria possível,

os professores Dr. Antônio Jorge Abdalla e Dr. Milton Sérgio Fernandes de Lima, pelo apoio, colaboração e tempo cedido na etapa experimental de soldagem a laser deste trabalho,

ao Eng.°. Agnaldo Aparecido Pontes, pela valiosa ajuda em microscopia óptica e processamento de imagens,

ao Instituto de Estudos Avançados – IEAv e aos profissionais que lá trabalham, pelo apoio e infraestrutura cedida,

aos amigos Rafael H. M. Siqueira e Renato Barros de Araújo pela presteza e fundamental colaboração, muito importantes para o andamento dos trabalhos,

aos amigos de Guaratinguetá, especialmente ao Gilson Dias de Paula e Tatiane Antunes dos Santos de Paula que, além de compadres, me acolheram em todos os momentos em que necessitei,

aos técnicos e demais funcionários dos Laboratórios do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP pela atenção, apoio, assistência e colaboração.

“If you want to go fast, go alone, but if you want to go further, go together.”

African Proverb

SANTOS, F. N. **O efeito da microestrutura nas propriedades mecânicas de aços automotivos dissimilares soldados a laser.** 2015. 106f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

RESUMO

Este trabalho visou estudar os conceitos de soldagem dissimilar e processo de soldagem a laser, aplicados em aços avançados, bem como os efeitos nas propriedades resultantes no produto final pós-soldagem. Para tanto, foram produzidos conjuntos compostos por duas chapas de aços de diferentes dimensões e propriedades mecânicas, todos utilizados em aplicações automobilísticas. Os conjuntos foram formados através da combinação do aço TRIP com aços DP, LC, BH e IF, por soldagem a laser, resultando nos seguintes pares: TRIP+BH, TRIP+IF, TRIP+DP e TRIP+LC, dos quais foram extraídos CP´s para realização de ensaios metalográficos, de tração e microdureza, visando avaliar as propriedades finais destes produtos da soldagem dissimilar, bem como um eventual potencial de emprego na indústria automobilística, de acordo com a necessidade de uso e aplicação. Com base nos ensaios, discussões e análises, observou-se que a soldagem a laser mostrou boa efetividade na união entre aços dissimilares, ainda que tenha apresentado também descontinuidades pertinentes ao processo de soldagem, evidenciando a importância do controle das variáveis de processo. Os ensaios de tração apresentaram bons resultados para o conjunto TRIP+DP, cujos valores puderam se equiparar aos do aço TRIP, individualmente. Os ensaios de perfil de dureza contribuíram para verificar conjuntos onde a interação entre aços dissimilares poderia significar boa alternativa, como no caso do TRIP+BH. A variação de propriedades observadas nos ensaios mecânicos foi evidenciada no comparativo realizado, todavia, as curvas do monitoramento/ mapeamento da variação de propriedades ilustra que a aplicação e utilização de materiais dissimilares em substituição ou em conjunto com o aço TRIP demandam especificações claras, definidas por projeto e direcionadas às aplicações ou pontos específicos do veículo.

Palavras-chave: aços avançados, indústria automobilística, soldagem a laser, soldagem dissimilar, propriedades mecânicas.

SANTOS, F.N. **Microstructure effects in dissimilar laser welded automotive steel.** 2015. 106f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2015.

Abstract

This work aimed to evaluate both the concepts of dissimilar welding and laser welding process in advanced steels and its effects on the resulting properties of the welded products. Thus, sets consisting of two steel plates of different thickness, resistance and mechanical properties were produced, all used in automotive applications. The assemblies were formed through the combination between TRIP steel and DP, LC, BH and IF steels, by laser welding process, resulting in the following sets: TRIP+BH, TRIP+IF, TRIP+DP and TRIP+LC, from where specimens were extracted in order to perform metallographic, tensile and hardness tests, to evaluate the final properties of the dissimilar welded products, and also gather information to verify its potential of employment in the automotive industry, according to use and needs of application Based on tests, discussions and analysis performed, it was observed that the laser welding has shown good effectiveness in the union of dissimilar steels, despite of its welding discontinuities, as a result of welding process, which brings lights to importance of welding process control. The tensile tests showed good results for the TRIP+DP set, whose values could be compared to the TRIP steel, individually. The hardness profile tests contributed to verify welding sets where the interaction between dissimilar steels could imply in a good alternative, as observed in the TRIP+BH set. The variation of mechanical properties was clearly observed in the tests conducted, however, the graphics used to monitor / compare the properties variation along the samples has shown that the application and use of dissimilar materials together or in substitution of TRIP steel requires clear specifications defined by projects, and oriented to specific applications in the vehicle.

KEYWORDS: advanced steels, automotive industry, laser welding, dissimilar welding, and mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS.

Figura 2.1: diagrama de Equilíbrio Ferro – Carbono. 24
Figura 2.2: fotomicrografia de um aço com baixo teor de carbono. 26
Figura 2.3: estrutura laminar típica da perlita. 27
Figura 2.4: aço hipoeutetóide. 27
Figura 2.5: fotomicrografia de um aço hipereutetóide. 28
Figura 2.6: curva TTT para um aço AISI 5140. 30
Figura 2.7: curva TTT para um aço eutetóide. 31
Figura 2.8: fotomicrografia (MEV) de uma estrutura perlítica. 32
Figura 2.9: microestrutura (MET) da bainita inferior. 34
Figura 2.10: microestrutura da bainita superior. 35
Figura 2.11: fotomicrografia de uma estrutura martensítica. 38
Figura 2.12: curvas tensão x deformação de corpos-de-prova de aço LSi. 43
Figura 2.13: curvas tensão x deformação de corpos-de-prova de aço HSi. 44
Figura 2.14: veículo ULSAB-AVC médio ou Classe PNGV. 50
Figura 2.15: comparativo em segurança, custo e consumo de combustível. 51
Figura 2.16: relação entre alongamento e limite de escoamento dos tipos de aços utilizados no projeto ULSAB-AVC. 57
Figura 2.17: exemplos de microestruturas de aços utilizados no Projeto ULSAB. 57
Fonte: CASTRO, Seminário de Laminação ABM 2010. 57
Figura 2.18 - representação da soldagem contínua a laser. 67
Figura 3.1: diagrama da estação de processamento de materiais com laser a fibra. 73
Figura 3.2: posicionamento das placas na mesa XYZ para ajuste de foco do laser. 75
Figura 3.3: placas posicionadas durante processo de soldagem. 76
Figura 3.4: representação esquemática de um corpo de prova para ensaio de tração (dimensões em mm). 79
Figura 3.5: Ensaio de tração em andamento. 80
Figura 4.1. (a): conjunto TRIP+BH (20x) – longitudinal. 83
Figura 4.1. (b): conjunto TRIP+BH (20x) – transversal. 83
Figura 4.2. (a): conjunto TRIP+DP (20x) – longitudinal. 83
Figura 4.2. (b): conjunto TRIP+DP (20x) – transversal. (Detalhe para defeito tipo porosidade). 83
Figura 4.3. (a): conjunto TRIP+IF (20x) – longitudinal. (Detalhe para defeito tipo inclusão). 83
Figura 4.3. (b): conjunto TRIP+IF (20x) – transversal. 83
Figura 4.4. (a): conjunto TRIP+LC (20x) – longitudinal. 84

Figura 4.4. (b): conjunto TRIP+LC (20x) – transversal. 84
Figura 4.5: microestrutura do aço TRIP utilizado (aumento de 500x). 85
Figura 4.6: microestrutura do aço BH utilizado (aumento de 500x). 85
Figura 4.7: microestrutura do aço DP utilizado (aumento de 500x). 86
Figura 4.8: microestrutura do aço IF utilizado (aumento de 500x). 86
Figura 4.9: microestrutura do aço LC utilizado (aumento de 500x). 87
Figura 4.10: microestrutura da zona de fundida (cordão de solda) por amostra (aumento de 500x). 88
Figura 4.11: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+BH. 89
Figura 4.12: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+LC. 90
Figura 4.13: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+DP. 90
Figura 4.14: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+IF. 91
Figura 4.15: gráfico de aços TRIP em tração. 92
Figura 4.16: Perfis de dureza ao longo dos conjuntos soldados. 93

LISTA DE TABELAS.

Tabela 3.1: composição química do aço BH, % em peso. 68
Tabela 3.2: propriedades mecânicas do aço BH. 69
Tabela 3.3: composição química do aço IF, % em peso. 69
Tabela 3.4: propriedades mecânicas do aço IF. 69
Tabela 3.5: composição química do aço LC, % em peso. 70
Tabela 3.6: propriedades mecânicas do aço LC. 70
Tabela 3.7: composição química do aço DP, % em peso. 70
Tabela 3.8: propriedades mecânicas do aço DP. 71
Tabela 3.9: composição química do aço TRI, % em peso. 71
Tabela 3.10: propriedades mecânicas do aço TRIP. 71
Tabela 3.11: parâmetros de soldagem utilizados. 78

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.

TRIP – plasticidade induzia por transformação

DP – dual phase (bifásico)

LC – low carbon (baixo carbono)

IF – interstitial free (insterstiíio livre)

BH – bake hardenable (endurecíveis)

LSi – low silicon (baixo Silicio)

HSi – high silicon (alto Silicio)

ULSAC – ultra light steel auto closures

ULSAS – ultra light steel auto suspension

ULSAB – ultra light steel auto body

ULSAB-AVC – ultra light steel auto body – advanced vehicles concept

PNGV – partnership for new generation of vehicles

IISI – international iron and steel institute

NCAP – new car assessment program

HSS – high strength steel (aço de alta resistência)

UHSS – ultra high strength steel (aço ultra-alta resistência)

TWB – tailor welded Blanks

ARBL – alta resistência baixa liga

HV – dureza vickers

ZTA – zona termicamente afetada

SUMÁRIO.

LISTA DE FIGURAS.....12
LISTA DE TABELAS.....14
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS. 15
1. INTRODUÇÃO. 18
1.1. Motivação. 20
1.2. Objetivos.....21
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA. 22
2.1. Histórico do Aço.....22
2.2. Aços. 24
2.2.1. Fases ou microconstituintes dos aços. 29
2.2.2. Influência dos elementos de liga. 39
2.2.3. Os Projetos ULSAB e ULSAB – AVC. 47
2.2.4. Os aços no projeto ULSAB – AVC.....56
2.2.5. Aços Multifásicos e o Efeito TRIP.....61
2.3. O LASER.....63
2.3.1. Fontes de laser.....64
2.3.2. Soldagem a laser. 65
2.3.3. Soldagem a laser na indústria automobilística. 66
3. MATERIAIS E MÉTODOS. 68
3.1. Material. 68
3.2. Soldagem a laser. 72
3.2.1. Laser (tipo). 73
3.2.2. Metodologia de Soldagem. 74
3.2.3. Preparo das amostras. 76
3.2.4. Parâmetros de Soldagem.....77
3.3. Análises e ensaios. 78
3.3.1. Análise metalográfica. 78
3.3.2. Ensaios mecânicos.....79
3.3.2.1. Ensaio de tração em corpos de prova padrão. 79
3.3.2.2. Ensaio de microdureza. 80
3.3.2.3. Perfil de dureza. 81
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....82
4.1. Microscopia óptica.....82

4.2. Ensaios de Tração. 89
4.3. Perfil de dureza. 93
5. CONCLUSÕES. 96
6. RECOMENDAÇÕES / TRABALHOS FUTUROS. 98
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS. 99

1. INTRODUÇÃO.

Para o desenvolvimento deste trabalho, fez-se necessário estudar e entender como se deu a evolução dos aços convencionais para os aços avançados e multifásicos. Vários fatores como demanda do mercado, necessidades da indústria, tecnologias, bem como processos de fabricação empregados, se relacionam para compreender a produção em grande escala dos aços em geral. Da mesma maneira ocorre com tecnologias desenvolvidas em outros campos e que, naturalmente, puderam ser absorvidas e/ou agregadas na indústria automobilística, a exemplo da união de produtos dissimilares e processo de união por soldagem a laser.

Eventos como a crise do petróleo e a globalização da economia levaram as maiores siderúrgicas do mundo, nas décadas de 80 e 90 do século passado, a envidarem esforços em desenvolver novos aços bem como orientar a produção de acordo inovações tecnológicas de processo, como o lingotamento contínuo, o recozimento contínuo, propiciando a produção em larga escala de aços e chapas comerciais, como por exemplo, os aços de alta resistência e com elevada resistência à corrosão (AKISUE; USUDA; 1993).

Ao passo que o mercado apresentava constante desenvolvimento na fabricação de automóveis, em se tratando de tecnologia aplicada na manufatura e escolha de materiais envolvidos neste processo, os produtores de aço foram impulsionados para atender a forte demanda das montadoras nesse sentido, porém com produtos avançados, dada a crescente necessidade de se produzir veículos mais leves e cujas propriedades mecânicas fossem mantidas ou melhoradas. Neste cenário, a desejada redução de custo já poderia ser associada a uma redução de peso, o que também implicaria em um aumento no quantitativo de itens de conforto e segurança nos automóveis.

Da mesma maneira, ao analisar esse potencial de aplicação do aço, deve-se atentar à questões ambientais como redução de consumo de combustível, diminuição na taxa de emissão de poluentes, melhores condições de reciclagem, haja vista que o aço corresponde a 70%, em média, da composição (matéria prima) de um automóvel, conforme citado por KISHIDA (2000); e considerando que nenhum outro material ofereça condições de conseguir melhorias em desempenho estrutural, investimentos em segurança e conforto, baseados em redução de massa.

Segundo Guimaraes e Papaleo (1981), a redução de peso, em princípio, foi conseguida através de fatores como diminuição do tamanho dos veículos, substituição de materiais convencionais por outros de menor densidade, substituição do aço carbono tradicionalmente utilizado até então, pelos aços ditos de alta resistência, com propriedades mecânicas superiores.

Esse desafio que provavelmente começou na crise do petróleo, continuou durante os anos e perdura ainda nos dias de hoje, onde montadoras afirmam que conseguirão redução do peso dos veículos na ordem de um terço a metade nos próximos anos (já mencionado em 1995 pelo INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE), fato que indica crescimento de investimentos no setor e consequente aumento na demanda por aços, bem como promove um tema muito atual e frequentemente abordado em revistas, periódicos e montadoras: a busca por redução de consumo dos veículos e por alternativas de novas fontes de combustível, acompanhando diminuição na emissão de poluentes e do impacto ambiental, com aumento exigido por lei na segurança dos veículos, com carros geralmente mais leves e que propiciem aumento de produção e, consequentemente, maior lucratividade e competitividade na indústria.

Com este mesmo foco, no início dos anos 90, um consórcio entre os principais produtores de aço mundiais uniu-se no propósito de desenvolver um novo conceito de fabricação de automóveis, denominado ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body). Este consórcio teve como principais objetivos o desenvolvimento de um automóvel leve, seguro e eficiente quanto ao consumo de combustíveis. Com importante destaque à utilização de novos tipos de aços, a serem aplicados na fabricação deste veículo, entre os quais os aços de alta resistência e os aços avançados de alta resistência.

Dentre os aços avançados de alta resistência, destacam-se os aços bifásicos, os aços com ultrabaixo teor de carbono com interstícios livres e os aços multifásicos. Os aços multifásicos possuem propriedades mecânicas diferenciadas, como uma superior relação entre resistência e ductilidade, com destaque aos aços TRIP – que mantém alta taxa de encruamento, mesmo quando em altos níveis de deformação, ao passo que apresentam ganho nas propriedades, progressivamente com o aumento da deformação plástica imposta.

Esta relação é particularmente interessante aos projetistas, pois confere ao aço TRIP um potencial de utilização em operações de conformação, com vantagem de alta taxa de encruamento e aumento de endurecimento após deformação e pintura.

Posteriormente, ao longo deste trabalho, serão apresentados e discutidos os mecanismos de transformação e ganho de propriedades dos aços TRIP, bem como se discorrerá sobre outros aços multifásicos e suas propriedades.

1.1. Motivação.

A realização deste trabalho tem como maior motivação, estudar a interação entre aços multifásicos, unidos através do processo de soldagem a laser, ao passo que permite avaliar as propriedades finais deste tipo de soldagem em produtos dissimilares e um eventual potencial de emprego em setores da indústria automobilística.

Previamente, estudos sobre aços avançados de alta resistência foram realizados por este autor, período onde pesquisas sobre aços TRIP, suas aplicações e utilizações foram realizadas, bem como foi estabelecido contato inicial com projetos como ULSAB e ULSAB-AVC (Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicles Concept). As pesquisas foram desenvolvidas junto ao Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, departamento este que, há anos, desenvolve estudos e projetos nas áreas de materiais metálicos, caracterização de materiais, e em linhas de pesquisa associadas a aços multifásicos e aços TRIP.

Programas como os mencionados ULSAB e ULSAB-AVC, proporcionaram estudos e desenvolvimento da tecnologia de aços multifásicos e aços TRIP ao passo que caminharam na busca de melhorar a qualidade dos aços, bem como propriedades mecânicas, custos de produção, favorecendo a constante demanda do mercado automotivo de se buscar veículos mais leves, com consumo e peso reduzidos, implicando em menores taxas de emissão de poluentes e maiores investimentos em tecnologia e segurança para os veículos, o que pode ser observado através do surgimento de aços avançados e modernas técnicas de fabricação e união, como a soldagem a laser.

Ao atentar que o processo de soldagem dissimilar, é ampla e frequentemente empregado em diversos segmentos industriais, tal como setores químico, petroquímico e nuclear, e que a soldagem a laser é altamente empregada em setores automobilísticos e na aviação, surgiu a motivação para estudar ambos os conceitos simultaneamente.

1.2. Objetivos.

Este trabalho visou investigar a interação de aços avançados dissimilares utilizados na indústria automobilística, unidos através do processo de soldagem a laser, na tentativa de simular aplicações onde aços diferentes possam ser combinados em determinadas partes do carro, oferecendo alternativas para redução de custo, bem como para situações onde há escassez de determinado material.

Para tanto, visou-se:

✓ Definir quais os conjuntos a soldar e como combinar os aços, de forma que se constituíssem conjuntos formados por aços dissimilares que possibilitassem desenvolver os experimentos. Resultando nos seguintes conjuntos: TRIP+BH, TRIP+LC, TRIP+IF e TRIP+DP;

✓ A caracterização mecânica através de ensaios de tração e dureza, realizados em corpos de prova extraídos dos conjuntos soldados acima citados;

✓ A realização de microscopia óptica para avaliação das condições dos cordões de solda, visando verificar a união entre as chapas soldadas e a zona termicamente afetada.

✓ Caracterização microestrutural das amostras antes e após soldagem a laser, visando correlacionar microestruturas e propriedades mecânicas dos aços utilizados.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.

2.1. Histórico do Aço.

Ainda na época dos egípcios (1200 a.C.), o ferro era empregado em objetos como armas de guerra e outros pequenos instrumentos. Ao longo do tempo, e após significante avanço, notou-se que a massa de ferro com escórias, contendo óxidos e silicatos, e utilizada na confecção de tais artefatos, poderia produzir ferro liquido à altas temperaturas já com certa taxa de carbono dissolvida. Nesta etapa já se observou que esse teor de carbono abaixava o ponto de fusão do metal e o mesmo podia ser moldado e fundido em moldes para peças com diferentes geometrias. Esse ferro fundido, que inicialmente possuía uma estrutura frágil em decorrência da presença de carbeto de ferro e impurezas, e também o ferro trabalhado, começou a serem utilizado em materiais estruturais.

Já no século XIX, o inglês Benjamin Huntsman, a quem se atribui o processo de fundição do ferro, produz uma ferramenta de aço obtida através da fusão de ferro com diferentes teores de carbono, quando então foram fundadas algumas das primeiras indústrias de aço na cidade inglesa de Sheffield (WIKKIPEDIA, 2014).

Através de processos de baixo custo, as ligas ferrosas podem ter uma extensa aplicação em várias condições de serviço. Esta versatilidade da liga se dá, principalmente, pela profunda modificação de suas propriedades através de determinadas operações de tratamento térmico. Aliada a esses fatos, um constante progresso ocorre no aperfeiçoamento das técnicas de produção. Esse processo teve início com a adição de elementos de liga e, posteriormente, com a obtenção de ligas ferrosas cada vez mais “limpas” e com propriedades mecânicas superiores (CHIAVERINI, 2008).

A evolução do aço pode ser verificada através dos valores fornecidos pela sua produção. A produção mundial de aço bruto, segundo dados apresentados pelo Instituto Aço Brasil (ABM, 2011), mostra-se relativamente estável em sua taxa de crescimento, apresenta-se na ordem de 720 milhões de toneladas/ano na década de 80, 780 milhões de toneladas/ano na década de 90 e, aproximadamente, 850 milhões de toneladas ao final dos anos 2000.

Contudo, a taxa de produção de aços especiais tem evoluído em um ritmo superior às dos aços convencionais, como reflexo do desenvolvimento da indústria de bens de consumo duráveis, visando produtos mais leves, porém com características de desempenho superiores, a exemplo do que acontece com a indústria automobilística onde a produção foi impulsionada devido a constante busca por melhorias, como a já mencionada redução no peso, diminuição da emissão de poluentes, etc.

Sabe-se, também, que eventos como a crise do petróleo induziram inúmeros países a buscarem alternativas no sentido de diminuir e racionalizar o consumo de energia, fato que teve parcela de contribuição no desenvolvimento das indústrias, como as siderúrgicas, dado que os números de produção e consumo mundial podem ser estimados com base na evolução e produção da indústria automobilística, que consome em torno de 90% da produção mundial (ANDRADE et al., 2002).

Buscando a redução de peso, a indústria automobilística teve que adotar medidas como a redução do tamanho dos veículos, substituição de materiais tradicionalmente usados por alumínio e plástico e a substituição dos aços-carbono comuns. Com isso, as indústrias produtoras de aço objetivaram, principalmente, fomentar as montadoras com materiais avançados de alta resistência, garantindo o aumento da integridade estrutural e da resistência ao choque, com um menor custo para o produto final.

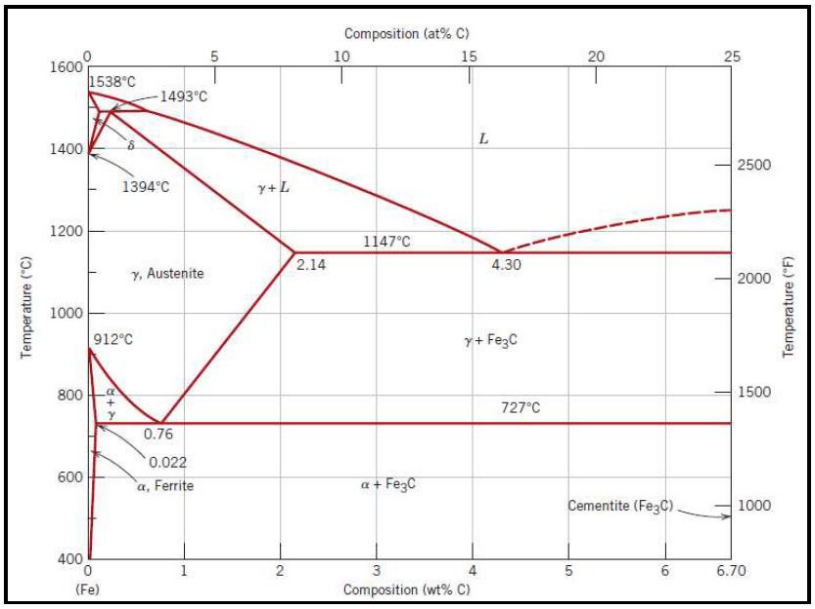
Todos esses fatores devem servir como base não só para a melhoria dos aços, ou para suprir demandas básicas da indústria automobilística no que se refere à segurança, conforto, aerodinâmica, mas também, servir de base para estudos de viabilidade e potenciais de emprego do aço, incluindo questões ambientais como diminuição de emissão de poluentes, redução no impacto ambiental, uso de materiais alternativos e busca por melhores condições de reciclagem dos materiais (KISHIDA, 2000).

2.2. Aços.

Aços e ferros fundidos são produtos siderúrgicos comuns, compostos basicamente por ligas ferro carbono, com teores de carbono entre 0 e 6,7%, entre outros elementos – aços possuem de 0 a 2% de teor de carbono enquanto ferros fundidos apresentam teores variando de 2 a 6,7% (COLPAERT, 1974).

Em se tratando do ferro como matéria prima, fatores como abundância do material, o baixo custo de produção e a possibilidade de se obter inúmeras propriedades através da adição de outros elementos de liga, conferem uma vasta gama de aplicações ao metal. Ligado com o carbono, o comportamento das variedades alotrópicas do ferro e a solubilidade do carbono nele variam de forma característica, dependendo da temperatura e do teor de carbono. Isto pode ser visto em forma de gráfico, chamado *Diagrama de Equilíbrio Ferro-Carbono*, ilustrado na Figura 2.1.

Figura 2.1: diagrama de Equilíbrio Ferro – Carbono.



Fonte: CALLISTER, 2002.

Com base neste diagrama Fe-C, temos algumas definições de termos utilizados:

Austenita: é a solução sólida do carbono em ferro gama (CFC), existindo entre as temperaturas de 727ºC e 1495ºC, e com solubilidade máxima de carbono no ferro de 2,11% a 1148ºC.

Ferrita: é a solução sólida do carbono em ferro alfa (CCC), existente até 912ºC, com solubilidade máxima de carbono de 0,022% à 727ºC.

Cementita: é o carboneto de ferro (Fe_3C) com estrutura ortorrômbica e de alta dureza. A cementita faz parte de estrutura perlítica.

Grafita: a variedade alotrópica do carbono (estrutura cristalina hexagonal).

A adição do carbono na liga metálica altera as temperaturas de transição das variedades alotrópicas em relação ao ferro puro, dependendo do seu teor, por exemplo: para um aço com cerca de 0,5% C, o ferro gama contido na austenita começará a se transformar em alfa e estará totalmente transformado a 727°C, inferior aos 912°C do ferro puro. Vale lembrar que, abaixo de 727°C, não haverá ferro gama, somente a variedade alfa está presente.

Do gráfico, o ponto corresponde ao máximo teor de carbono que a austenita pode conter em solução (isto é, 2,14%) é usado para distinguir o aço do ferro fundido. A solubilidade do carbono na ferrita temperatura é muito pequena e pode ser considerada nula em muitos casos práticos. O ponto de menor temperatura de equilíbrio entre a ferrita e a austenita (dito ponto eutetóide) corresponde a 0,77% C. Em se tratando de equilíbrio entre fases (liquida e sólida), os aços podem ser eutetético, hipoeutético ou hipereutético.

O teor de carbono do aço exerce significativa influência na sua microestrutura. Um aço com muito pouco carbono (a exemplo de valores menores do que 0,01%), se resfriado lentamente, deverá apresentar uma aparência razoavelmente uniforme, pois a maior parte será representada pela ferrita. A seguir, na Figura 2.2, observa-se uma fotomicrografia de um aço deste tipo.

Figura 2.2: fotomicrografia de um aço com baixo teor de carbono.



Fonte: COLPAERT, 1974.

Atendo-se à Figura 2.2, supõe-se um aço hipoeutetóide com baixo teor de carbono (na ordem de 0,1%). Para este aço, quando o resfriamento atinge um determinado ponto, onde se inicia a transformação de parte da austenita em ferrita, simultaneamente, em outro ponto, haverá ainda austenita remanescente, que é a ultima a se transformar.

Logo abaixo deste referido ponto, toda a austenita deverá se transformar em ferrita mais cementita, porém esta separação, fisicamente, se dá por meio de lâminas bastante finas, visíveis apenas através do uso de microscópio e com elevadas ampliações. Esta estrutura de ferrita e cementita em forma laminar é denominada perlita.

Na Figura 2.3, apresentada a seguir, temos a estrutura laminar típica da perlita (as linhas escuras correspondem à cementita).

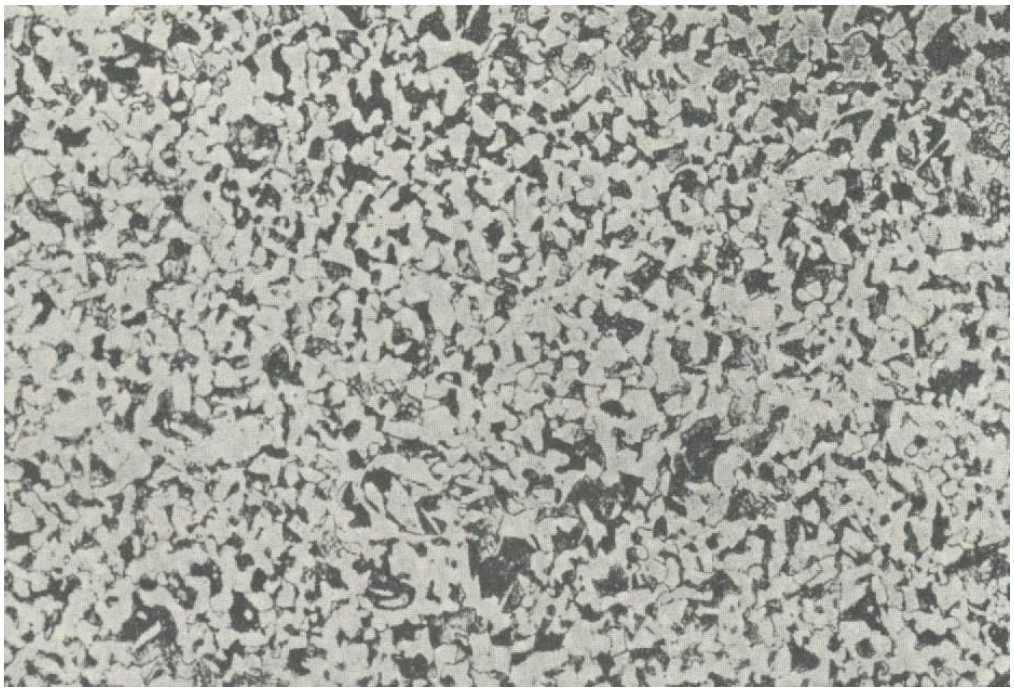
Figura 2.3: estrutura laminar típica da perlita.



Fonte: COLPAERT, 1974.

Na Figura 2.4, observa-se o aspecto típico de um aço hipoeutetóide. As áreas claras representam a ferrita, e as escuras, a perlita. É comum o uso da expressão *aço doce* para aços de baixa dureza, com teores de carbono menores que 0,25% (CALLISTER, 2002).

Figura 2.4: aço hipoeutetóide.



Fonte: COLPAERT, 1974.

Supondo-se agora um aço hipereutetóide (teores de 1,5%, por exemplo – Figura 2.5) terá austenita com o máximo teor de carbono (0,77%) e cementita. Uma mudança brusca neste ponto transforma a austenita em perlita, estrutura granular típica de um aço eutetóide, isto é (0,77% de carbono). A cementita, por sua vez, envolverá os grãos de perlita como se fosse uma teia.

Figura 2.5: fotomicrografia de um aço hipereutetóide.



Fonte: COLPAERT, 1974.

É sabido que quanto maior o teor de carbono na composição de um aço, maiores valores de dureza e resistência à tração serão obtidos, tamanha sua influência nas propriedades mecânicas do aço. Todavia, observa-se que tais elevados teores de carbono contribuem para a elevação do teor de cementita, o que confere maior fragilidade ao aço, por se tratar de uma fase bastante dura, porém frágil.

2.2.1. Fases ou microconstituintes dos aços.

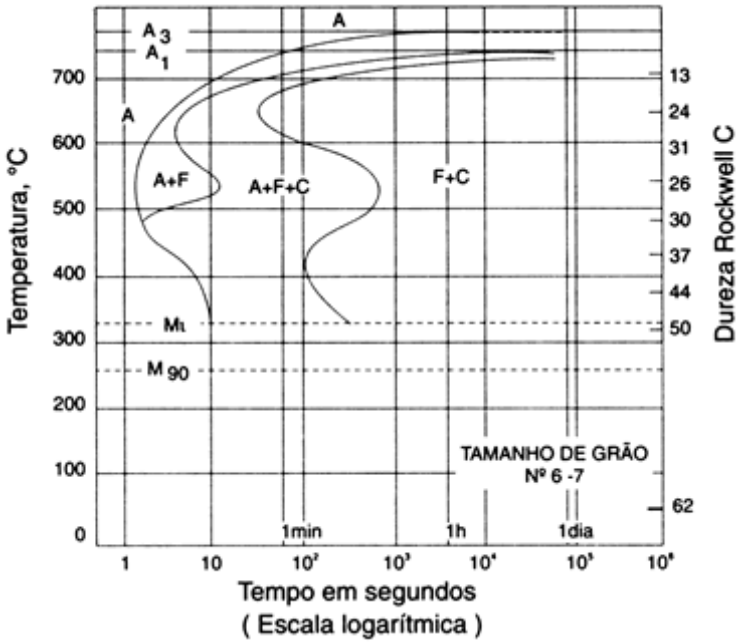
Nos tratamentos térmicos, as fases dos aços e seus constituintes são acompanhados através da utilização de diagramas que abordam curvas referentes à temperatura, tempo e transformação, as chamadas curvas TTT. Por exemplo, um dado aço, resfriado muito lentamente a partir do campo austenítico deverá apresentar, à temperatura ambiente, uma ou mais das fases: ferrita, perlita e cementita, o que dependerá de seu teor de carbono.

Todavia, se este resfriamento for realizado com maior velocidade, como no caso do resfriamento com água, outros constituintes surgirão como a bainita e a martensita, os quais não são previstos no diagrama Fe-C (SILVA, MEI, 1988).

Traçando um comparativo entre diagramas de equilíbrio e diagramas TTT, o tempo é o diferencial para estudo das fases do aço, o que sugere transformações diferentes para o mesmo material, de acordo com o tempo de resfriamento, ao passo em que a temperatura não varie. O diagrama TTT é composto por duas linhas, onde a primeira indica o inicio da transformação e a segunda o fim.

Tais informações trazem as características básicas desse diagrama, como uma curva acentuada, similar a um cotovelo, quando a austenita se transforma em perlita (baixa velocidade de resfriamento) e, quando a temperatura cai bruscamente ($T<200^{o}C$) surge, então, martensita quase que instantaneamente. A formação de martensita, na realidade, não deveria ser representada nas curvas TTT, pois independe do tempo, em que pese dizer que a temperatura é a única responsável pela transformação da martensita.

Figura 2.6: curva TTT para um aço AISI 5140.



Fonte: INDA, 2013.

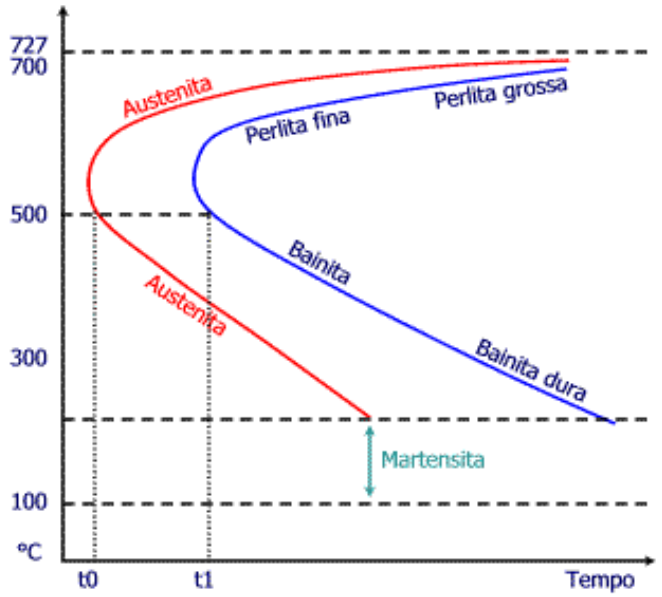
A Figura 2.6., ilustra um exemplo de curva TTT para um aço AISI 5140 com 0,43% C, 0,68% de Mn e 0,93% Cr, conforme página do Instituto Nacional de Distribuidores de Aço – INDA (INDA, 2013), onde a letra A indica linhas de formação ou presença da Austenita, a letra F indica presença de Ferrita, a letra C representa presença de Cementita e, as indicações de M1 e M90 representam, respectivamente, as linhas de formação inicial e final (90%) de Martensita.

Fatores como teor de carbono, tamanho e homogeneidade dos grãos da austenita, e adição de elementos de liga (exceto o cobalto) nos aços, tem influência direta na posição das linhas de início e fim de transformação das curvas TTT, podendo deslocá-las para a direita ou esquerda e, desta forma, acelerar ou retardar o tempo em que determinada transformação ocorre. (CHIAVERINI, 2008).

Considere o gráfico identificado na Figura 2.7, que caracteriza um exemplo de curvas TTT para um aço eutetóide e, supondo que ele encontra-se inicialmente a 727ºC e está sendo resfriado bruscamente. Nessas dadas condições, se rapidamente resfriado para 500°C e mantido nesta temperatura, a transformação da austenita começará em t_0 e terminará em t_1, ou melhor, a curva vermelha indica o início da transformação e a azul, o término. Para um resfriamento semelhante, haverá formação de perlita da temperatura de 700°C até cerca de 560°C, que se define em grosseira ou refinada quanto menor for a temperatura de formação, mais refinada será a microestrutura. Há formação de bainita a partir da temperatura de 560°C até cerca de 200°C, que é composta por ferrita mais carboneto de ferro fino, e possui dureza maior do que a perlita. Similarmente à perlita, a bainita apresentará maiores valores para dureza quando a sua formação ocorrer em baixas temperaturas (bainita inferior). Entretanto, e já na faixa de 200°C, há formação de martensita, uma estrutura nova em forma de agulhas e com dureza superior à perlita e bainita.

A formação de martensita advém dos efeitos da têmpera nos aços, como tratamento térmico para aumento da dureza. Em vias gerais, somente os aços que apresentam teor de carbono acima de 0,3% e alta taxa de resfriamento admitem têmpera.

Figura 2.7: curva TTT para um aço eutetóide.



Visando elucidar os conceitos sobre as fases mencionadas e identificadas no diagrama de curvas TTT, cada uma destas fases apresenta-se descrita a seguir:

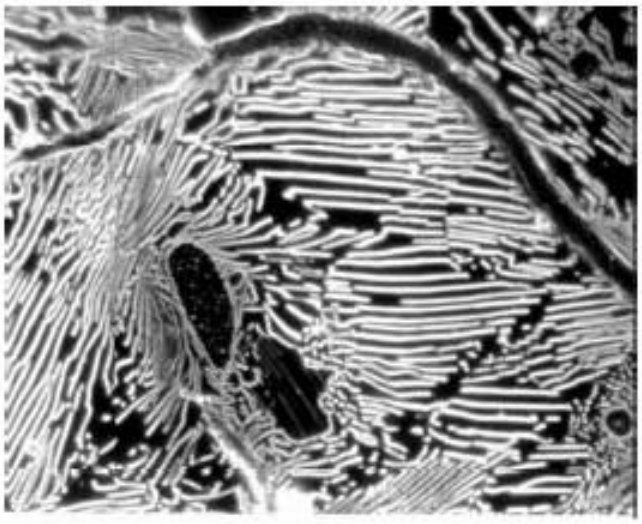
Ferrita: forma-se por difusão, nucleando preferencialmente nos contornos de grão da austenita. Com o aumento da taxa de resfriamento, a ferrita passa a nuclear também no interior do grão austenítico, formando a ferrita intragranular (SILVA e MEI, 1988). A ferrita tem estrutura do tipo CCC.

Perlita: a perlita não é propriamente uma fase, mas a mistura de duas fases – ferrita e cementita, as quais se apresentam em forma de lamelas paralelas. A ferrita tem menor capacidade de absorção de carbono, elemento este que dá origem a cementita, que é uma fase rica em carbono. A perlita nucleia preferencialmente nos contornos de grão de austenita homogênea, exceto quando a austenita apresenta gradientes de maior concentração de carbono ou partículas dispersas.

Em termos de reação e transformações de fase, a perlita se caracteriza por ser produto de uma reação eutetóide. Ainda tomando as curvas TTT da Figura 2.7 como base, a perlita é o que resulta quando uma peça de composição Fe-0,77C inicialmente for levada a uma temperatura maior que 727^{o}C, depois resfriada lentamente e mantida a temperaturas inferiores a de 727^{o}C. Esse procedimento diminui a estabilidade da austenita, promovendo uma reação eutetóide.

A Figura 2.8 apresenta a fotomicrografia de uma estrutura perlítica, onde se observa a característica lamelar da estrutura.

Figura 2.8: fotomicrografia (MEV) de uma estrutura perlítica.



Fonte: CEFET, 2004.

Bainita: é constituída de um agregado de ferrita acicular e carbonetos, formada pela decomposição da austenita numa faixa de temperatura localizada entre o campo de formação da martensita e o de formação da ferrita e da perlita (HABRAKEN; ECONOMOPOULOS, 1967). Sua morfologia muda progressivamente com a temperatura de transformação, sendo que o tamanho das partículas e a acicularidade da estrutura aumentam conforme a temperatura diminui. O campo de transformação bainítica é geralmente dividido em duas partes de acordo com o aspecto estrutural do produto.

Segundo Pickering (1967), a bainita se encontra disposta em duas formas principais: superior e inferior (Figura 2.9), o que varia conforme o teor de carbono presente. Na bainita superior, os carbonetos frequentemente formam partículas alongadas entre os grãos da ferrita bainítica, enquanto na bainita inferior, os carbonetos tendem a precipitar num ângulo inclinado com relação à maior direção de crescimento, ou ao eixo longitudinal dos grãos da ferrita bainítica.

A adição de elementos também é fator muito importante, implicando em variações nos efeitos morfológicos, cristalográficos, bem como na cinética de reação de formação da bainita. Como, por exemplo, nos aços bainíticos de baixo carbono, que podem apresentar baixa ductilidade e dureza, quando comparados com aços de microestruturas similares, prejudicando seu emprego em determinadas áreas de aplicação. Já os aços bainíticos de alto carbono possuem a capacidade de emprego em aplicações comerciais, de um modo geral.

A bainita inferior possui microestrutura e características cristalográficas similares às apresentadas pela bainita superior (revista MATERIALS SCIENCE AND METALLURGY, 1999), porém, a maior a maior diferença está na precipitação da cementita no interior das ripas de ferrita, conforme ilustrado na Figura 2.9. Existem dois tipos de precipitados de cementita: o que cresce a partir da austenita enriquecida em carbono e que separa as plaquetas de ferrita bainítica, e uma segunda cementita que precipita a partir da ferrita saturada.

Os carbonetos presentes na ferrita não são, necessariamente, cementita. Caso se altere fatores como composição química e temperatura de transformação, outros tipos de carbonetos finos podem ser formados primeiro. Os carbonetos na bainita inferior são extremamente finos, com (espessura da ordem de nanômetros) e, uma vez que eles precipitam no interior da ferrita, uma pequena quantidade é dividida com a austenita residual. Isto significa que um número pequeno de carbonetos finos precipita entre as ripas de ferrita, quando comparado com a bainita superior.

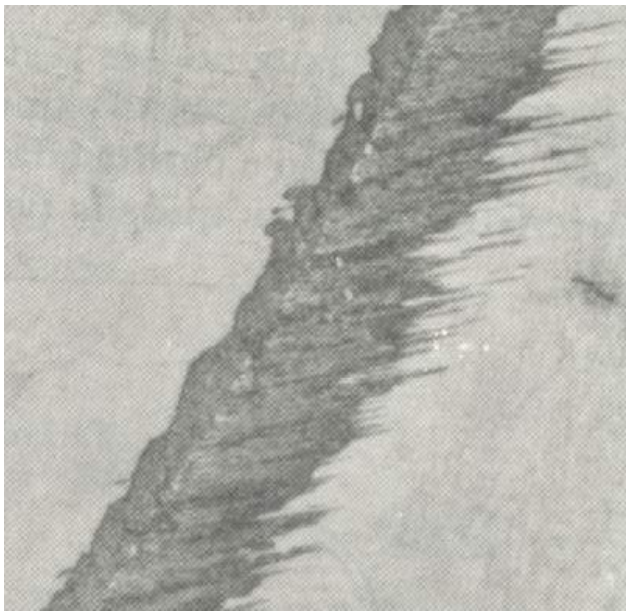
Figura 2.9: microestrutura (MET) da bainita inferior



Fonte: MATERIALS SCIENCE AND METALLURGY, 1999.

A bainita inferior usualmente apresenta maior tenacidade que a bainita superior, apesar de possuir maior resistência mecânica. Os carbonetos grosseiros de cementita na bainita superior possuem tendência em serem pontos de nucleação de microcavidades e de trincas de clivagem. Em geral, as pontas das ripas de ferrita são mais finas e livres de carbonetos. A microestrutura da bainita superior consiste de ripas finas de ferrita, cada uma com espessura da ordem de 0,2 micrômetro e comprimento de 10 micrômetros. As ripas crescem de forma agrupada formando um feixe. Em cada um dos feixes as ripas são paralelas e possuem orientação cristalográfica idêntica. As ripas individuais dos feixes são denominadas subunidades da bainita, as quais são, normalmente, separadas por partículas de cementita (Figura 2.10).

Figura 2.10: microestrutura da bainita superior.



Fonte: COLPAERT, 1974.

Segundo Souza (2008), a bainita superior consiste em ripas de ferrita com precipitados de cementita nos contornos de grão formados diretamente da austenita. Esta formação envolve estágios distintos, iniciando pela nucleação das ripas de ferrita nos contornos de grão, cujo crescimento é acompanhado por mudança de forma da região onde a transformação ocorre. Mudança essa que pode ser descrita como um plano de deformação com uma grande componente de cisalhamento, muito semelhante visualmente à que ocorre na transformação martensítica. Caso seja adicionado ao aço elementos como silício ou alumínio, por exemplo, existe a possibilidade de que a formação de cementita seja suprimida. Assim, a microestrutura da bainita superior será composta de ferrita bainítica e austenita retida enriquecida de carbono. A microestrutura pode conter também martensita se ocorrer a decomposição da austenita residual durante o resfriamento à temperatura ambiente.

Durante a formação de bainita superior a quantidade de carbono da austenita aumenta, uma vez que o enriquecimento de carbono da austenita precede a transformação bainítica. Como consequência, observa-se que a ferrita praticamente não possui carbono. Por fim, as ripas de ferrita produzidas na parte superior da faixa de temperatura de transformação bainítica são grandes e envolvidas por partículas de cementita formadas na austenita supersaturada.

A temperatura de transição entre bainita superior e a inferior pode variar, dependendo do teor de carbono do aço, o que pode ser explicado em termos de um processo que ocorre após o crescimento de uma ripa supersaturada de bainita (SOUZA, 2008). O excesso de carbono tende a migrar para austenita residual por difusão, todavia o supersaturamento pode ser amenizado pela precipitação na ferrita. Em altas temperaturas, a difusão é tão rápida que não há oportunidade para precipitar carbonetos na ferrita, sendo formada uma microestrutura de bainita superior. Eventualmente, cementita pode precipitar, em função da austenita residual que é rica em carbono.

Na medida em que se reduz a temperatura de transformação pode-se ter carbono precipitando como carbonetos finos de ferrita enquanto o que restou na austenita eventualmente precipita como carboneto dentro das ripas. Esta é a microestrutura da bainita inferior, que possui os carbonetos dentro das ripas menores do que os carbonetos associados à bainita superior. Por este fato a bainita inferior possui uma microestrutura mais refinada, mais dura e mais resistente do que a microestrutura da bainita superior.

Em aços cuja concentração de carbono é alta, a quantidade de carbono que migra para a ferrita não se dá em velocidade suficiente, sendo assim a precipitação de ferrita não se torna possível e somente bainita inferior é obtida. Já em aços onde os teores de carbono são baixos, o tempo para descarbonetação da austenita é tão curto que somente bainita superior é obtida por transformação a todas as temperaturas entre o campo de formação da perlita e da martensita. É possível obter misturas de bainita superior e inferior por transformação isotérmica, pois, como a bainita superior se forma primeiro, a austenita residual torna-se rica em carbono e a tendência a formar bainita inferior aumenta conforme a transformação procede.

A maioria dos aços bainíticos modernos são produzidos com baixo teor de carbono e outros elementos de liga. Eles são processados com resfriamento elevado para obter a microestrutura bainítica. A concentração de liga reduzida não só lhe garante boa soldabilidade, mas também uma grande resistência devido ao refinamento da bainita.

Entre os diversos tipos de aços bainíticos disponíveis comercialmente destacam-se os aços bainíticos ultrabaixo carbono com alta soldabilidade, os aços com alta resistência mecânica que competem com os aços-liga temperados e revenidos, os aços com resistência a fadiga usados durante décadas na indústria de geração de energia elétrica, os aços para forjamento com qualidades melhores que os martensíticos por exigirem menor processamento, os aços inoculados, nos quais a nucleação da bainita é induzida a ocorrer em partículas intragranulares para produzir uma microestrutura caótica com melhor resistência à propagação de trincas, etc.

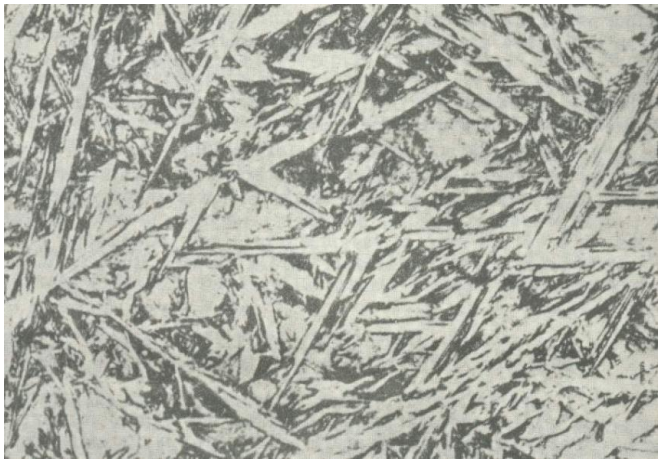
Aços com média resistência e com reduzido teor de liga têm aplicação na indústria automobilística, como por exemplo, em barras de reforço para resistir impacto e proteger contra colisões laterais. Outra aplicação na indústria automobilística é a aplicação de componentes forjados como virabrequim. Estas peças eram anteriormente feitas com aços martensíticos, com operações de forjamento, endurecimento, revenido, desempenamento e finalmente alívio de tensões. Todas as operações de tratamento térmico foram substituídas por resfriamento controlado a partir da temperatura de forjamento para induzir a formação da microestrutura bainítica, com redução de custo.

Martensita: a martensita é uma solução sólida supersaturada de carbono em ferro tetragonal de corpo centrado (TCC), uma forma distorcida do ferro cúbico de corpo centrado (CCC), e apresenta-se na forma de ripas em aços de baixo carbono e na forma de agulhas em aços com alto teor de carbono.

A martensita é uma fase metaestável que aparece quando a austenita é resfriada bruscamente, a transformação ocorre quando o resfriamento se dá tão rapidamente que impede a difusão do carbono, dado que difusão resultaria em formação de cementita ou ferrita (CALLISTER, 2002). Assim, a transformação ocorre por cisalhamento da estrutura, sem difusão.

A estrutura martensítica é obtida pelo tratamento térmico de têmpera, que objetiva a obtenção de uma microestrutura que proporciona propriedades de resistência mecânica e dureza elevadas. Para tanto, a região do aço a ser temperada é, inicialmente, levada à temperatura de austenitização e em seguida, submetida a um rápido resfriamento. A microestrutura resultante é composta predominantemente de martensita, fase que apresenta elevada dureza. A queda de temperatura durante o resfriamento promove transformações estruturais que acarretam o surgimento de tensões internas, as quais influenciam a cinética das transformações de fase, alterando as temperaturas de ocorrência de tais transformações.

Figura 2.11: fotomicrografia de uma estrutura martensítica.



Fonte: COLPAERT, 1974.

Sendo assim, é necessário conhecer o comportamento termomecânico do aço durante todo o processo para descrever adequadamente um tratamento térmico como a têmpera. A têmpera em aços é, portanto, um problema complexo, que envolve o acoplamento entre fenômenos térmicos, de transformação de fase e mecânicos. A Figura 2.11 ilustra uma fotomicrografia de uma estrutura martensítica (microscópio óptico).

Austenita Retida: segundo Streicher e Colaboradores (2002), a presença da austenita retida na microestrutura de um aço é importante, pois confere ao aço um efeito de plasticidade induzida por transformação, o chamado efeito TRIP, que pode ocorrer, por exemplo, durante uma conformação posterior ao processo de manufatura do produto. A austenita retida pode ser obtida através de um tratamento térmico. Um tratamento térmico usualmente realizado é o aquecimento do aço TRIP na região intercrítica, seguido de permanência na região bainítica.

Aços que contém altos e baixos teores de silício têm aproximadamente a mesma fração volumétrica inicial de austenita retida, se transformam de uma maneira diferente para uma dada deformação. Este fato pode ser atribuído às diferenças do enriquecimento de carbono da austenita retida. Durante a transformação a fração volumétrica da austenita retida diminui conforme a deformação aumenta, sendo assim, têm-se regiões austeníticas com baixa quantidade de carbono e partículas maiores de austenita que se transformam mais facilmente em martensita durante a deformação.

O aumento da estabilidade mecânica da austenita retida não está relacionado somente ao decréscimo da temperatura de formação da martensita (Ms) – que é uma temperatura induzida pelo enriquecimento de carbono da austenita retida, sendo a localização de suas partículas um dos principais fatores que governa a estabilidade da austenita retida. Existem, também, outras fases que influenciam na resistência à transformação da austenita para a martensita, além da quantidade de carbono presente na austenita retida (JAQUES E COLABORADORES, 2001).

O feito TRIP – que confere plasticidade induzida por transformação plástica da austenita retida presente na composição do aço – em aços com adições de níquel e cromo, por exemplo, contribui para a melhora na ductilidade. A ductilidade em aços com baixo teor de carbono, mas com alta quantidade e austenita retida pode ser alterada pela sua localização na microestrutura. Em 1993, Jeong e colaboradores, realizaram estudo onde partículas de austenita retida foram observadas em três locais: nas fronteiras dos grãos de ferrita em contato com a bainita (onde a maior parte de austenita retida foi encontrada), nas fronteiras dos grãos de ferrita sem contato com a bainita e isoladas, sem grãos de ferrita.

2.2.2. Influência dos elementos de liga.

O termo elementos de liga não deve ser aplicado ao ferro e ao carbono, haja vista que estes são os constituintes básicos do aço. Em aços ao carbono, a reação bainítica é cineticamente deslocada pela reação ferrítica e perlítica, as quais iniciam a formação a alta temperatura em tempos curtos, assim em resfriamentos contínuos é difícil obter a estrutura bainítica. Em uma transformação isotérmica, a dificuldade aumenta se a reação ferrítica for rápida.

A adição de elementos de liga se reflete no ritmo das reações e no comportamento das curvas TTT. Normalmente, há um retardamento nas reações ferrítica e perlítica, e um deslocamento da curva bainítica para menores temperaturas. Todavia, é difícil obter-se microestrutura complemente bainítica em decorrência da proximidade entre as reações martensítica e bainítica. Uma separação efetiva da reação bainítica em aços baixo carbono pode ser obtida pela adição de aproximadamente 0,002% de boro em solução e de 0,5% de Mo (molibdênio).

Enquanto o Mo induz a reação bainítica, o B retarda marcadamente a reação ferrítica, provavelmente devido à segregação preferencial em contornos de grão. Isto permite que a reação bainítica ocorra em tempos menores. Ao mesmo tempo, a curva bainítica é fortemente afetada pela adição de boro, em consequência, não ocorre a formação da martensita. Deste modo, para uma grande faixa de velocidade de resfriamento é possível obter aços completamente bainíticos.

Carbono: O teor de carbono tem significativa influência nas propriedades mecânicas do aço. Quanto maior a presença do carbono, maior será a resistência à tração e, por consequência, a dureza. Entretanto, outros aspectos normalmente indesejáveis serão reforçados como menor ductilidade e maior fragilidade. Outro aspecto, muito importante para aços usados em estruturas, é a facilidade de soldagem. O aumento do teor de carbono torna o aço mais difícil de ser soldado.

O carbono tem um grande efeito na determinação da faixa de temperatura que ocorrem formação da bainita superior (B_s) e bainita inferior (B_i). A temperatura B_s é reduzida por alguns elementos de liga, mas o carbono exerce o maior efeito. O carbono tem maior solubilidade na austenita que na ferrita e tem um grande potencial para estabilizar a austenita, provocando atraso da cinética da reação. A fração de carbonetos encontrada na microestrutura final aumenta com a concentração de carbono, assim, a concentração deve ser mantida abaixo de 0,14% para garantia de propriedades mecânicas, como boa resistência mecânica e tenacidade.

Foi constatado também que o aumento do teor de carbono torna a formação da bainita inferior mais fácil, porque torna mais difícil para as ripas de ferrita bainítica supersaturadas sofrerem descarbonetação antes da precipitação da cementita (MATERIAL SCIENCE AND METALLURGY, 1999).

A seguir estão relacionadas às principais contribuições dos elementos de liga, em relação às propriedades dos aços.

Alumínio (Al): é usado em pequenas proporções, como desoxidante e agente de controle do crescimento dos grãos.

Chumbo (Pb): não se liga ao aço, mas, quando adicionado, distribui - se na estrutura em forma de partículas microscópicas, o que resulta em maior facilidade de usinagem. Entretanto, devido ao baixo ponto de fusão (cerca de 327°C), aços com chumbo não devem ser usados em temperaturas acima de 250°C.

Cobalto (Co): aumenta a dureza do aço sob altas temperaturas.

Cobre (Cu): melhora a resistência à corrosão por agentes atmosféricos, se usado em teores de 0,2 a 0,5%.

Cromo (Cr): melhora a resistência à corrosão (aço com cerca de 12% Cr resiste à ação da água e de vários ácidos), aumenta a resistência à tração (em média, 80 MPa para cada 1% de cromo), melhora a facilidade de têmpera, aumenta a resistência à alta temperatura e ao desgaste.

Enxofre (S): é, na maioria dos casos, um elemento indesejável, oriundo do processo de produção. Se combinado com o ferro na forma de sulfeto, deixa o aço quebradiço. Entretanto, se combinado com o manganês no forma do respectivo sulfeto, favorece a usinagem com a formação de cavacos que se quebram facilmente.

Fósforo (P): é considerado um elemento prejudicial, resultante do processo de produção. Torna o aço frágil, efeito que se acentua com o aumento do teor de carbono. Assim, os teores máximos permitidos devem ser controlados com rigor em aços para aplicações estruturais ou críticas.

Manganês (Mn): em média, para cada 1% de manganês, a resistência à tração aumenta 100 MPa. Para aços temperáveis, aumenta a dureza após o processo de têmpera.

Molibdênio (Mo): melhora a resistência a altas temperaturas, a resistência ao desgaste e a dureza após a têmpera. Para aços inoxidáveis, melhora a resistência à corrosão.

Níquel (Ni): em média, para cada 1% de níquel, a resistência à tração aumenta 40 MPa, mas o limite de elasticidade é mais favorecido. Melhora significativamente a capacidade de têmpera, possibilitando redução da velocidade de resfriamento. O níquel altera a alotropia do ferro e teores acima de 25% fazem reter a austenita em temperaturas usuais, favorecendo a formação de um aço austenítico que também é não magnético e bastante resistente à corrosão. Com 36% de Ni, o aço tem o menor coeficiente de dilatação térmica e é usado em instrumentos de medição. Em conjunto com o cromo, o aço pode ser austenítico com a combinação 18% Cr e 8% Ni.

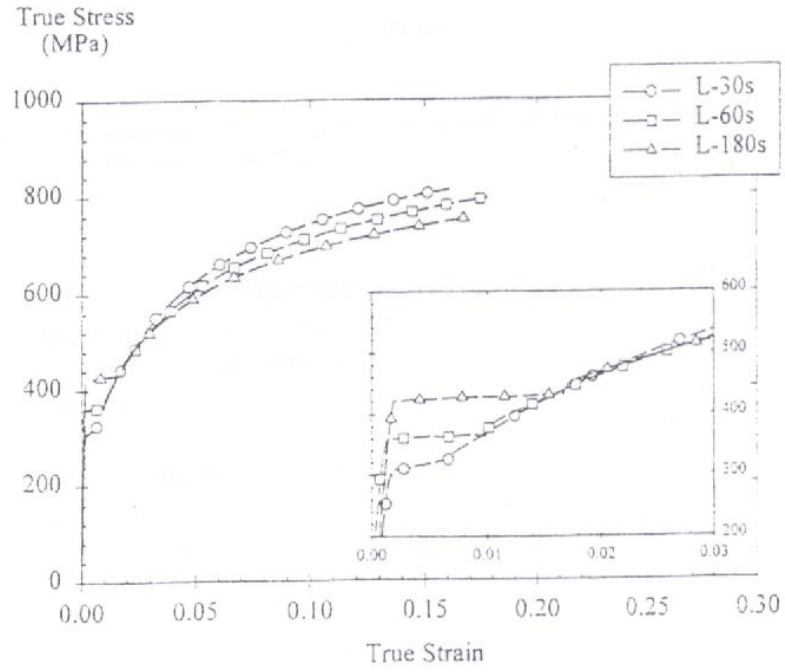
Silício (Si): é um agente desoxidante na produção do aço. Aumenta a resistência à corrosão e a resistência à tração, mas prejudica a soldagem. O silício aumenta significativamente a resistividade elétrica do aço e, por isso, aços com silício são amplamente usados em núcleos magnéticos (motores, transformadores, etc) devido às menores perdas com as correntes parasitas que se formam.

Tungstênio (W): aumenta a resistência à tração em altas temperaturas. Forma carbonetos bastante duros e é usado em aços para ferramentas (aços rápidos).

Vanádio (V): refina a estrutura do aço, impedindo o crescimento dos grãos. Forma carbonetos duros e estáveis e é usado em aços para ferramentas para aumentar a capacidade de corte e dureza em altas temperaturas.

Em se tratando de aços multifásicos, corpos-de-prova de aços com porcentagem alta de silício, a ferrita constitui a maior fase da microestrutura, enquanto a bainita e a austenita retida ficam dispersas nas fronteiras dos grãos de ferrita. Já em corpos-de-prova recozidos a 760°C e 775°C, e tratados isotermicamente a 410°C, a martensita não é encontrada, mas alguns grãos de martensita são encontrados em corpos-de-prova recozidos a 775°C e tratados isotermicamente a aproximados 360°C, o que indica que para estes corpos-de-prova a temperatura Ms está mais próxima à temperatura ambiente (JACQUES E COLABORADORES, 2001). Para corpos-de-prova de aços com pequena porcentagem de silício (LSi), a natureza das fases muda como consequência da alteração dos tempos de permanência na temperatura de transformação bainítica. Corpos-de-prova tratados por 30 segundos e 60 segundos contêm martensita, por exemplo, enquanto somente bainita e austenita retida são encontradas em corpos-de-prova tratados isotermicamente por 180 segundos. (Figura 2.12).

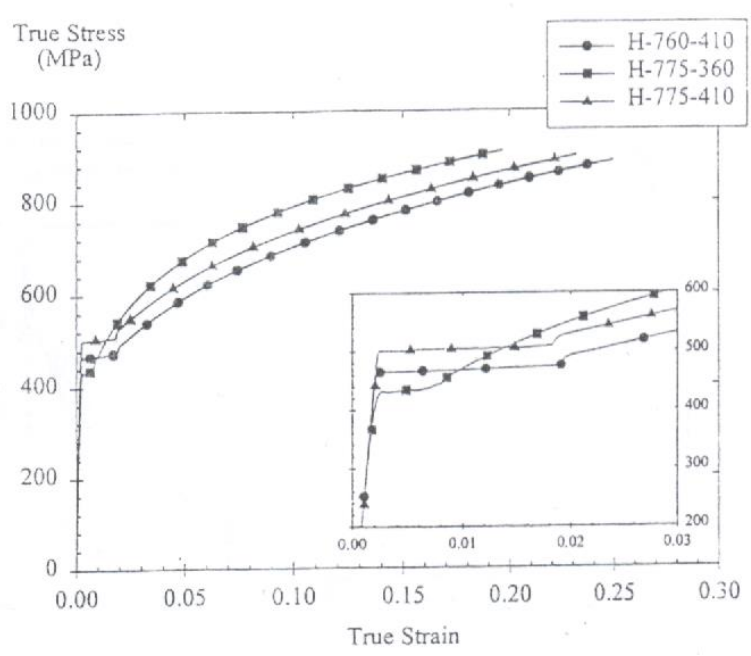
Figura 2.12: curvas tensão x deformação de corpos-de-prova de aço LSi.



Fonte: JACQUES, 2001.

O aços LSi (baixo silício) contém pequena quantidade de austenita entre os grãos de ferrita, resultado do recozimento intercrítico. Todos os corpos-de-prova de aços HSi (alto silício) e LSi (baixo silício) contêm a mesma fração volumétrica de austenita retida, exceto o corpo-de-prova tratado por 180 segundos na temperatura de transformação bainítica e com baixo teor de silício, que possui menos austenita. Ferrita é a fase em maior quantidade, enquanto as frações volumétricas de bainita apresentam valores em torno de 30% para corpos-de-prova com alto teor de silício recozidos a 775°C e tratados isotermicamente a 360°C e 410°C (H-775-360 e H-775-410) e em torno de 10 a 20% para os outros corpos-de-prova. Corpos-de-prova L30s e L60s (mantidos na temperatura de transformação bainítica por 30 e 60 segundos, respectivamente), contêm de 5 a 10% de martensita, como resultado da menor quantidade de carbono na austenita retida.

Figura 2.13: curvas tensão x deformação de corpos-de-prova de aço HSi.



Fonte: JACQUES, 2001.

Os corpos-de-prova L180s correspondem ao menor tempo de permanência a 370°C necessário para diminuir a temperatura Ms de formação de martensita nos aços LSi. Num aço com baixo teor de silício, o valor da resistência à tração diminui e a tensão de escoamento aumenta conforme o tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica aumenta de 30 para 180 segundos, conforme exemplificado na Figura 2.12.

Já um aço com alto teor de silício (0,30%) apresenta melhores propriedades mecânicas e maior valor de resistência à tração (Figura 2.13) quando comparado a um aço com baixo teor de silício, pois a presença do elemento químico retarda a formação de cementita (SAKUMA E COLABORADORES, 1992).

Segundo Hulka (2003), a influência do silício e outros elementos de liga similares, que atuam como estabilizadores da ferrita, é que contribuem para o enriquecimento de carbono da austenita durante a permanência na temperatura de transformação bainítica. Estes elementos não só promovem a formação de ferrita durante o recozimento intercrítico, como também retardam a precipitação de cementita durante a formação da bainita, promovendo a difusão do carbono para a austenita. Esses tipos de aços apresentam aproximadamente 1,2% de manganês, que promove um aumento da quantidade de austenita retida diminuindo a temperatura de transformação bainítica, e aproximadamente 1,2% de silício, que ajuda a aumentar a estabilidade da austenita retida. A alta resistência desses aços é o resultado da formação de martensita durante o processo de deformação.

Todavia, não é somente a quantidade de austenita retida, mas também sua estabilidade durante a deformação plástica, que é responsável pela boa conformabilidade do aço. Primeiramente, a austenita retida é responsável pela deformação plástica, por causa da transformação progressiva em martensita e, sabe-se que aços com baixo teor de carbono encaixam-se nesta condição. Tão importante quanto à fração volumétrica da austenita é sua estabilidade, e um aço com altos teores de silício contribui para o enriquecimento de carbono da austenita, garantindo uma combinação otimizada de resistência e ductilidade (HULKA, 2003).

Segundo Doedge e colaboradores (2002), em consequência da alta energia de absorção e excelente desempenho nos testes de impacto, os aços TRIP de baixa liga (L-TRIP) apresentam vantagens. Os aços TRIP com alto teor de elementos de liga (H-TRIP) são aplicados onde se deseja obter resistência à corrosão, e também na estrutura dos automóveis. Estes dois tipos de aços TRIP podem ser aplicados em diferentes processos de fabricação e exibem diferentes características. Foram realizados ensaios de tração e discutidas as propriedades mecânicas dos aços L-TRIP e H-TRIP. O alongamento dos aços H-TRIP é cerca de duas vezes maior do que o alongamento dos aços L-TRIP. Os aços H-TRIP apresentaram menores valores de tensão de escoamento. Isto certamente é causado pelas diferentes microestruturas e porcentagens de elementos de liga. Durante a deformação no ensaio de tração, a austenita metaestável transforma-se em martensita, o que aumenta a resistência do aço no pescoço do corpo de prova.

Diversos estudos realizados sobre aços multifásicos consideraram aços com altos teores de carbono (0,2 a 0,4% em peso), onde a alta quantidade de carbono foi necessária para reter aproximadamente 10 a 20% de austenita. No entanto, este alto teor de carbono pode resultar em um empobrecimento na soldabilidade de aços comerciais, o que constitui entrave na comercialização desses aços. Por outro lado, aços multifásicos com baixo teor de carbono (menos do que 0,2% em peso) foram estudados visando avaliar o potencial de produção de aços de alta resistência com boa soldabilidade e ductilidade (JEONG e COLABORADORES, 1993).

Segundo Kim e colaboradores (2001) o elemento manganês atua como estabilizador da austenita, trabalhando em favor da formação de austenita retida. Aços com maior porcentagem de manganês apresentam maiores frações volumétricos de austenita retida quando comparados com os que possuem um menor teor de manganês. Da mesma maneira e, devido a uma alta porcentagem de manganês, poderá se formar austenita excessivamente estabilizada, que não se transforma em martensita, mesmo durante deformação plástica, não contribui para melhora na ductilidade.

2.2.3. Os Projetos ULSAB e ULSAB – AVC.

No cenário da crise do petróleo e globalização da economia, década de 70, época de grandes feitos e avanços tecnológicos, diversas siderúrgicas no mundo buscaram se desenvolver e aprimorar tecnologia no desenvolvimento de novos aços, bem como orientar a produção de acordo com inovações tecnológicas aplicadas à processos de fabricação, como o lingotamento contínuo e recozimento contínuo, propiciando a produção em larga escala de aços e chapas comerciais, como por exemplo, os aços de alta resistência e com elevada resistência à corrosão (PEREIRA, 2004).

Ao passo que o mercado automobilístico apresentava constante desenvolvimento na fabricação de automóveis, em se tratando de tecnologia aplicada na fabricação e escolha de materiais envolvidos neste processo, os produtores de aço foram impulsionados em atender a forte demanda das montadoras, porém com produtos avançados, em virtude da crescente necessidade de se produzir veículos mais leves e cujas propriedades mecânicas fossem mantidas ou melhoradas.

Nesse sentido, a principal orientação das indústrias produtoras siderúrgicas da época foi buscar um material avançado, com alta resistência, e visando fornecer um produto final com aumento na resistência ao choque e de integridade estrutural, com possibilidade de redução de custo e peso. A estes requisitos somam-se a necessidade crescente dos consumidores por maior qualidade dos itens de conforto e segurança nos automóveis. Da mesma maneira, ponderando-se uso e potencial de aplicação dos aços, devem ser consideradas questões ambientais como redução no consumo de combustível, diminuição de emissão de poluentes e melhoria na capacidade de reciclagem dos materiais.

Sendo o aço a matéria prima responsável, em média, por 70% da composição dos automóveis, o esforço dos fabricantes em melhorar qualidade, propriedades e custos de produção foi intensificado, dado que diversos materiais também passaram a oferecer atrativos sob o ponto de vista mecânico e estético, nas etapas de projeto e na manufatura dos veículos, como os polímeros por exemplo. Apesar de o aço ser, possivelmente, o material com maior potencial para redução de peso e custos, essa tarefa ainda é bem desafiadora.

O setor automotivo e a construção civil são os maiores clientes da indústria siderúrgica, sendo que, em geral, 10% da produção do aço no mundo é absorvida pelo setor automotivo. O aço representa de 50 a 60% do peso de um veículo, e de 4 a 6% do preço final do carro. Tais fatos estimulam as siderúrgicas em renovar e buscar alternativas em novos materiais, em se tratando de tecnologia do aço consumido pela indústria automotiva. Este desafio se estende ainda na elaboração de projetos de veículos ultraleves, com menor consumo de combustível, que poluam menos e que garantam, ao mesmo tempo, segurança e conforto (SSAB TUNNPLAT, 2007), como pode ser observado nos diversos eventos de salões do automóvel que ocorreram e ainda ocorrem todos os anos, onde é possível ver carros-conceito, fabricados em aços especiais, alumínio, com novos materiais e tecnologia.

O Programa ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) pode ser considerado a maior iniciativa de pesquisa colaborativa dos últimos tempos em qualquer ramo de atividade econômica, sob a liderança do IISI (International Iron and Steel Institute), em resposta a estudos que indicavam uma perda de posição significativa do aço na indústria automobilística, em face da ação de produtos como alumínio e o plástico.

A redução de peso foi conseguida, inicialmente, à base de três fatores: diminuição do tamanho dos veículos, substituição de materiais convencionais por outro de menor densidade e a substituição do aço ao carbono tradicional pelos aços de alta resistência, com propriedades mecânicas superiores. Ou seja, o desenvolvimento de novos tipos de aços em resposta ao desafio do racionamento de energia e aos novos materiais.

O projeto ULSAB – *Ultra Light Steel Auto Body*, que surgiu a partir de um consórcio formado por 35 empresas siderúrgicas de 18 países, entre elas a Usiminas, com o objetivo de manter a boa posição da indústria no mercado automotivo frente às inovações trazidas e concorrência imposta por materiais como alumino e plásticos, introduziu uma carroceria ultraleve, feita de aço. Em relação à média dos dez mais importantes carros da classe sedan quatro portas, tomados como referência, o projeto apresentou uma redução de peso da ordem de 25% do total, somada a um elevado aumento da segurança e do conforto. Esse excelente resultado foi conseguido pelo uso intensivo de aços de alta resistência (90 % em peso do total) e de tailor welded blanks (46% em peso do total), bem como solda a laser e processo de hidroconformação.

De acordo com Andrade e colaboradores (2000), ao projeto Ulsab seguiram os projetos ULSAC – *Ultra Light Steel Auto Closures* e ULSAS – *Ultra Light Steel Auto Suspension* que, a partir dos conceitos desenvolvidos para a carroceria (ULSAB), examinaram a redução de peso com manutenção da segurança e com custos compatíveis, respectivamente, para os painéis de cobertura (capô, portas e tampa do porta-malas) e suspensão. O passo seguinte foi um projeto, onde foram reunidos, num único programa denominado ULSAB – AVC (*Advanced Vehicle Concepts*), todos os conceitos resultantes dos projetos ULSAB, ULSAC e ULSAS no desenvolvimento de uma arquitetura de veículos.

O programa ULSAB – AVC estabeleceu os conceitos de um projeto de uma família de veículos que, além do uso intensivo do aço e de técnicas modernas de fabricação, incorporou as restritivas exigências americanas e europeias de emissão de poluentes e de segurança.

Este programa de Conceitos Avançados de Veículo (ULSAB-AVC) teve foco no desenvolvimento de aplicações de aço para veículos a partir de 2004, revolucionando os aços até então empregados normalmente na arquitetura dos veículos, assim como com a redução do consumo no desenho de veículos. Em sua execução, os conceitos foram desenvolvidos para a Classe C Europeia, também chamada de Classe Golf, e para a Classe Média Norte Americana (Figura 2.14), que foi o alvo do programa Partnership for a New Generation of Vehicles, também identificado como veículos da Classe PNGV. Entretanto, a estrutura do chassi do veículo emprega uma grade avançada de aço, que fornece intensificada resistência com excelente conformação de peças.

O chassi de um veículo tipo ULSAB-AVC pode utilizar até 100% de aços do tipo de alta resistência, dentre os quais mais de 80% são Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steel – AHSS) (CANGUE, 2004). Visando obter maior grau de eficiência destes aços, bem como os melhores aspectos de segurança adotados pelo conceito AVC do projeto ULSAB, os aços utilizados na fabricação dos veículos podem ser combinados através de avançadas técnicas de fabricação e união.

Figura 2.14: veículo ULSAB-AVC médio ou Classe PNGV.

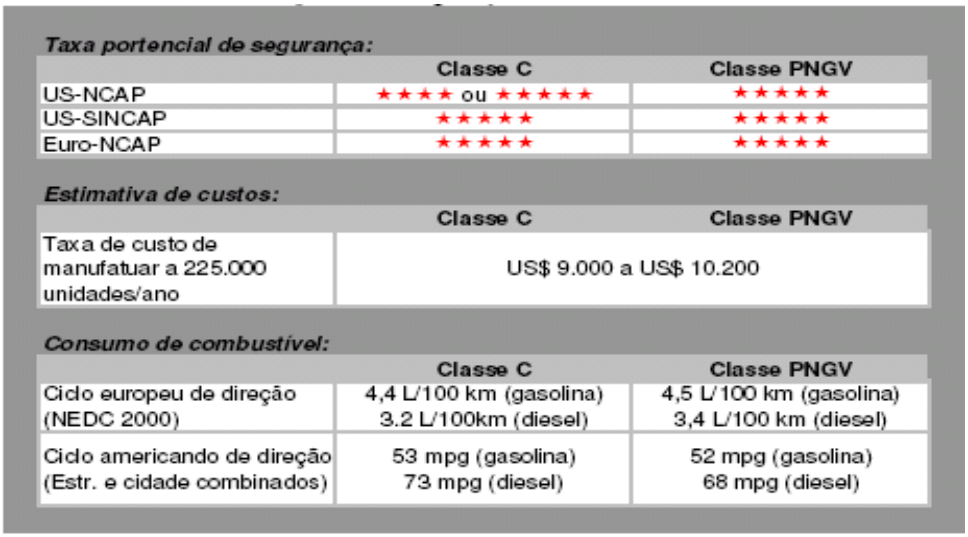


Fonte: WORLDSTEEL ASSOCIATION, 2014.

A alternativa para alcançar os objetivos do programa AVC foi buscar um veículo que tivesse um equilíbrio entre eficiência de massa sem que os requisitos de segurança fossem comprometidos. O veículo conceito Classe PNGV resultante obteve massa inferior a 1000 kg e teve a capacidade de alcançar uma taxa de cinco estrelas em segurança, ilustrada na Figura 2.15. Ele também alcançou o objetivo de consumo de combustível PNGV, alcançando 68 milhas por galão (equivalente a 28,9 km/l) (KRUMENAUER, 2007).

A Figura 2.15 ilustra comparativo entre veículos do tipo AVC (classe PNGV) e a mesma família de sedans na classe C, realizado em ainda em 2007, que mostra a estimativa de custos de produção para um volume de 225.000 unidades/ ano. Os dados indicam que os preços de venda de veículos ULSAB-AVC da Classe PNGV podem ser menores que o preço de venda dos veículos correntes da mesma classe.

Figura 2.15: comparativo em segurança, custo e consumo de combustível.



Taxa portencial de segurança:

	Classe C	Classe PNGV
US-NCAP	★★★★ ou ★★★★★	★★★★★
US-SINCAP	★★★★★	★★★★★
Euro-NCAP	★★★★★	★★★★★

Estimativa de custos:

	Classe C	Classe PNGV
Taxa de custo de manufatuar a 225.000 unidades/ano	US$ 9.000 a US$ 10.200	

Consumo de combustível:

	Classe C	Classe PNGV
Ciclo europeu de direção (NEDC 2000)	4,4 L/100 km (gasolina) 3.2 L/100km (diesel)	4,5 L/100 km (gasolina) 3,4 L/100 km (diesel)
Ciclo americando de direção (Estr. e cidade combinados)	53 mpg (gasolina) 73 mpg (diesel)	52 mpg (gasolina) 68 mpg (diesel)

Fonte: KRUMENAUER, 2007.

Entre as principais metas estabelecidas nesse projeto, destacam-se, por ordem de importância, as seguintes: atingir os requisitos de segurança da época; desenvolver projetos que empreguem o aço como principal material, permitindo melhoria no consumo de combustível e de emissão de poluentes; diminuir os custos de produção para grandes volumes.

Pereira (2004) descreveu o conceito do projeto ULSAB-AVC através de quatro palavras: segurança, viabilidade, eficiência no consumo de combustíveis e reciclabilidade.

Segurança: os veículos ULSAB-AVC foram submetidos a simulações de impacto, que são uma importante ferramenta para avaliar o desempenho do veículo em um acidente e, consequentemente, reduzir o risco de dano ou morte dos seus ocupantes. Na época, a aprovação se deu em sete diferentes tipos de ensaios, executados em atenção aos requisitos do NCAP (New Car Assessment Program). Estes resultados positivos dos ensaios de impacto de veículos foram obtidos mesmo na fase inicial e conceitual do projeto ULSAB-AVC, através de uma combinação de projeto, aços avançados e tecnologias de manufatura.

A garantia de bom desempenho nos testes de impacto foi conseguida com a estrutura principal do carro, constituída por duas seções longitudinais. Estas estruturas são hidroconformadas e os tubos costurados são feitos de aços bifásicos, um membro da nova família de aços avançados de alta-resistência.

Viabilidade: para verificação da viabilidade econômica do projeto ULSAB-AVC, foi realizada uma análise econômica por especialistas em custos, o que incluiu o desenvolvimento de um modelo detalhado de custos, que forneceu uma plataforma onde todos os custos de manufatura de um veículo pudessem ser entendidos no mais diversos aspectos e, assim, se determinar quanto poderia custar um automóvel da classe ULSAB-AVC.

Um dos pontos fortes no processo de decisão para garantir que o projeto ULSAB-AVC fosse economicamente viável foi o de desenvolver de um projeto com aplicação intensa de aços, uma vez que este material traz ótima relação custo-benefício na fabricação de estruturas para a indústria automobilística. A avaliação dos resultados mostrou que os conceitos dos veículos produzidos com aços avançados, os quais possuem potencial para atingir uma classificação quatro ou cinco estrelas em relação aos testes de impacto, tanto nas principais normas europeias quanto nas normas norte-americanas, são eficientes quanto ao consumo de combustível, e podem ser produzidos em alto volume de produção e com custos viáveis.

Eficiência no consumo de combustível: fatores como eficiência estrutural, resultante da baixa massa total do automóvel e da aplicação de avançadas tecnologias em aerodinâmica, foram fundamentais na busca de elevada eficiência no consumo de combustível. Obviamente que outros fatores tiveram influência nesse processo, como, por exemplo, a escolha por motores menos poluentes e outros tipos de transmissão que não a mecânica.

Responsabilidade ambiental: o advento do projeto ULSAB-AVC proporcionou aos projetistas desenvolver automóveis com o emprego de aços de alta resistência, implicando na possibilidade de se utilizar menos material, porém sem prejuízos à resistência estrutural do veículo. Dada a capacidade de empregar menos material, observa-se que menos recursos naturais são necessários para a fabricação dos veículos, reduzindo assim, a emissão de CO_2 e o consumo de combustível.

As questões de eficiência de consumo e responsabilidade ambiental, levantadas na época de concepção do projeto ULSAB-AVC são ainda muito atuais e podem ser observadas claramente nos dias de hoje. Existem montadoras, por exemplo, que já apresentam veículos automáticos e com opções de economia e/ou consumo ecológico que funcionam no simples clicar de um botão, onde se ajusta também o rendimento em situação onde o ar condicionado está ligado (o que geralmente implica em perca de potência do motor e aumento no consumo de combustível) e também contribuem na responsabilidade ambiental.

O aço é um dos materiais mais reciclados no mundo, visto que as taxas de aço reciclado são mais elevadas do que os demais materiais. Em 2012 foram recicladas cerca de 427,5 milhões de toneladas de aço no planeta, número 11% maior do que 2008 (ABEAÇO, 2014). Em virtude deste caráter reciclável do aço, pode-se dizer com certeza que se utiliza aço na fabricação de novos aços e novos carros, o que indica a redução de captação de recursos naturais e a conservação de mais minério de ferro ao produzirem-se mais automóveis. O estabelecimento de um ciclo de reciclagem do aço e a facilidade com que cada pedaço de aço é reciclado ajuda os projetistas atuais a tornar os veículos totalmente recicláveis, ou seja, uma parte vital no planejamento do produto.

O projeto ULSAB, que foi finalizado no final da década de 90, demonstrou que o uso de Aços de Alta Resistência (High Strength Steels – HSS) e de Ultra Alta Resistência (Ultra High Strength Steels – UHSS) contribuiu de modo significativo na redução de peso do veículo, com destaque para os aços IF (Insterstitial Free), IS (Isotropic Steel), BH (Bake Hardenable) e Alta Resistência e Baixa Liga (High Strengh Low Alloy – HSLA).

Já o projeto ULSAB-AVC contribuiu com o desenvolvimento de uma nova família de aços, intitulados Aços Avançados de Alta Resistência (Advandced High Strengh Steels – AHSS) que apresentou bons resultados no que se refere à segurança, redução no consumo e bom custo de produção.

A seleção de materiais empregados no projeto ULSAB-AVC foi realizada inicialmente pelos projetistas da Porsche Engineering Services – PES, com base em dados de propriedades mecânicas dos aços e em experiência própria. Contudo, a escolha dos aços, dentre uma enorme possibilidade de aços cujo efeito de encruamento nas propriedades mecânicas fosse um diferencial, envolveu engenharia simultânea entre membros da PES e representantes das siderúrgicas, membros do consórcio, possibilitando escolher aços de acordo com a capacidade de manufatura e desempenho para cada componente. A capacidade de conformação foi avaliada por meio de simulação em etapa única, exceto para peças com maior grau de dificuldade na conformação, como os Tailor Welded Blanks – TWB, os tubos do tipo hidroconformados e todos os painéis de cobertura. Durante todo o processo, as oportunidades para uso de aços de alta resistência, redução de espessura e custo eram continuamente avaliadas.

Os aços são beneficamente influenciados pela taxa de deformação, nota-se, inclusive, um aumento da resistência mecânica em altas taxas. No projeto ULSAB foi utilizado diversos aços convencionais de alta resistência. Já no projeto ULSAB-AVC, estudos realizados mostraram que a deformação dos aços poderia ser de grande auxilio na redução de peso, o percentual de aços do tipo HSS foi reduzido para 15 % em ambos os veículos desenvolvidos – Classe C e PNGV. Os aços de concepção avançada AHSS, então, passaram a representar aproximadamente 82%, dos quais 74% são materiais bifásicos (DP), 4% são aços TRIP e os outros 4% de fases complexas (CP) e martensíticos.

O conceito ULSAB-AVC contou com uma combinação de aços AHSS aliado à alta tecnologia de fabricação, o resultado foi a obtenção de uma carroceria com cerca de 80 conjuntos principais, colaborando com o baixo custo de produção e a eficiência estrutural. Embora o processo de estampagem ainda predomine, a técnica de hidroconformação cresceu em importância.

O projeto ULSAB-AVC utilizou o processo de estampagem na fabricação de 70% em peso de componentes da carroceria e cobertura. Os Tailored Blanks e Tailored Tubes foram outros processos utilizados. A estrutura ULSAB-AVC foi feita com 81 componentes. A redução de peso atingida foi de 17%, quando comparada a veículos padrões.

Sob um aspecto prático, um Tailored Blank pode ser constituído por aços de diferentes tipos de dimensões, resistência e revestimentos, soldados em conjunto, produzindo uma única peça bruta (PEREIRA, 2004). No processo de fabricação tradicional de um automóvel, as chapas de aço são estampadas para confecção de um determinado componente, o qual pode ser combinado e soldado em partes para montagem. Produtos estampados são, normalmente, produzidos através e uma material com espessura uniforme, sendo que em alguns casos se faz necessário um controle e soldagem previamente à montagem para garantir a resistência desejada.

Já os Tailored Blanks soldados, permitem a aplicação de aços com espessuras e graus variadas num único componente/ peça, de modo a garantir que as propriedades mecânicas sejam mantidas nas áreas em que se fizerem necessárias, removendo o peso que não contribui com o desempenho. O resultado é um produto mais leve, porém com rigidez estrutural superior, o que implica obviamente em redução de peso, menor emissão de poluentes, maior economia de combustível; maior efetividade dos custos de produção e menor emissão de poluentes, através de redução de resíduos, aumentando a eficiência estrutural e a consolidação das partes, ou seja, uma única peça bruta pode substituir diversas partes a serem estampadas.

Os automóveis produzidos no projeto ULSAB-AVC utilizam as tecnologias de soldagem MIG, a ponto e a laser, esta última confere excelente desempenho estrutural e facilidade de unir componentes que possuam acesso por um dos lados apenas. Essa tecnologia se torna essencial quando partes hidroconformadas ou outras de seção fechada são incorporadas ao conjunto soldado.

O projeto ULSAB-AVC, por conceito, buscou o desenvolvimento de uma família de veículos mais leves, econômicos, de preços competitivos, ambientalmente responsáveis e muito eficientes sob o aspecto de segurança. Dentre os materiais utilizados, todos são do tipo ASS (Advanced Strenght Steel), sendo a maioria de considerados de última geração, denominados multifásicos – DP (Dual Phase), TRIP (Transformation Induced by Plasticity), CP (Complex Phase) e Martensíticos. Os níveis de resistência variaram de acordo com o aço empregado, podendo chegar até uma faixa de 1250/1520 MPa para aço martensíticos.

Os materiais recomendados para o projeto ULSAB-AVC foram avaliados quanto à suas propriedades mecânicas, em testes dinâmicos e de tração, submetidos a altas taxas de deformação e quanto à aplicação aos modelos em desenvolvimento na época, as citadas classes C e PNGV.

2.2.4. Os aços no projeto ULSAB – AVC.

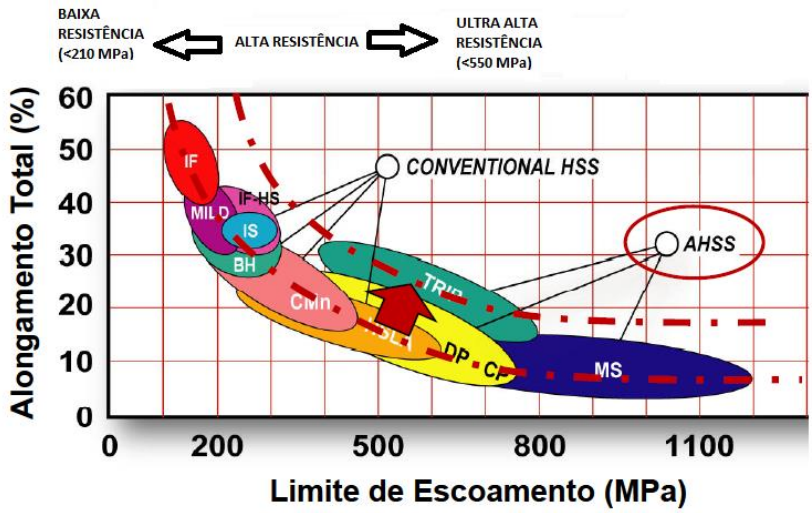
De um modo geral, o projeto ULSAB-AVC colaborou para que ambos, indústria siderúrgica e automobilística, promovessem avanços, inovações tecnológicas de fabricação e produção, que impactaram beneficamente na qualidade do produto que chegou ao cliente final.

Toda a engenharia e tecnologia aplicada no desenvolvimento de novos aços trouxeram consigo ótimas possibilidades no que se diz respeito a combinação entre redução de peso e vantagens do baixo custo e eficiência ecológica. Isso se retrata no crescimento e surgimento de novos aços de alta resistência (HSS). Como evidência desta progressão, a estrutura ULSAB foi construída com 90% de aços de alta resistência, enquanto a estrutura ULSAB-AVC utilizou 100% de aços de alta resistência, com cerca de 80% deste total sendo de aços avançados de alta resistência.

O programa ULSAB-AVC define os aços denominados de Alta Resistência (AAR) como aços cujo limite de escoamento figura entre 210-550 MPa, e os de Ultra-Alta Resistência superior a 550 MPa.

A Figura 2.16 ilustra diagrama alongamento (%) versus Limite de escoamento (MPa), comparando os aços de Alta Resistência e os aços Avançados de Alta Resistência, nota-se sobreposição dos valores de escoamento apresentados em diversos graus dos aços. O diferencial de um aço para o outro é, basicamente, a microestrutura apresentada por cada um deles. Os aços avançados são multifásicos, contém martensita, bainita e/ou austenita retida em quantidades suficientes para produzir um material com propriedades mecânicas diferenciadas. Os aços avançados de alta resistência exibem boa relação entre alta resistência e boa conformabilidade, o que se dá principalmente através da sua capacidade de encruamento, como resultado de uma baixa relação entre o limite de escoamento e a resistência a tração.

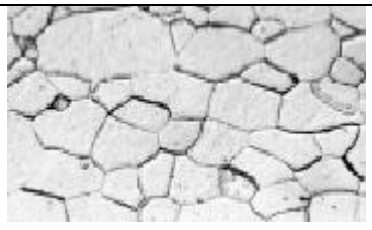
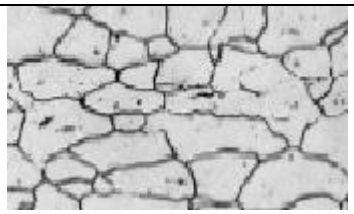
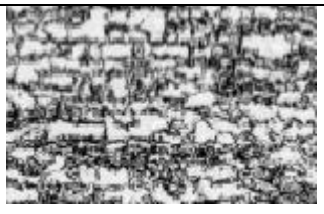
Figura 2.16: relação entre alongamento e limite de escoamento dos tipos de aços utilizados no projeto ULSAB-AVC.



Fonte: CASTRO, ABM 2010.

Os dados representados na Figura 2.16 apresentam as relativas resistência e conformabilidade (medidas através do alongamento total) de aços com níveis de resistência convencionais com os aços doces e ultrabaixo carbono com interstícios livres; e os aços de alta resistência, como os aços carbono-manganês convencionais, os endurecíveis após conformação e pintura (bake-hardenable), os isotrópicos, os ultrabaixo carbono com interstícios livres de alta resistência e os aços de alta resistência baixa liga. Também são ilustrados os aços de ultra-alta resistência como os aços bifásicos (DP), os aços TRIP, os aços de fase complexa (CP) e os aços martensíticos, os quais oferecem maior resistência mecânica.

Figura 2.17: exemplos de microestruturas de aços utilizados no Projeto ULSAB.

	
IF – Interstitial Free	BH – Bake Hardenable
	
DP – Dual Phase	TRIP – Transformation Induced Plasticity

Fonte: CASTRO, Seminário de Laminação ABM 2010.

Os aços bainíticos são uma subsérie dos produtos bifásicos, onde a martensita é substituída pela bainita, os quais são utilizados em componentes da suspensão. Já em peças como o painel, os aços AHSS são os mais recomendados, pois apresentam bom potencial para absorção de energia aliado a boa capacidade de deformação, proporcionando ganho de resistência após conformação e pintura.

A seleção de materiais para o projeto ULSAB-AVC visou aperfeiçoar desempenho e custo, sendo que estes foram especificados em função dos modelos da época de concepção (os Classe C e PNGV), embora não fossem soluções únicas e/ou absolutas para o projeto em questão. Embora o aço TRIP possua capacidade de conformação superior e bom ganho de propriedades após ser submetido a deformação, inicialmente, ele não era de uso preponderante em todos os componentes do projeto. O aumento do uso do aço TRIP poderia ser incentivado através de um projeto mais elaborado, onde maior complexidade na geometria de componentes tornaria necessário seu uso em maior escala.

Conforme dito anteriormente, entre os aços de alta resistência (HSS) e os aços avançados de alta resistência (AHSS), estão presentes os aços ultrabaixo carbono com interstícios livres (IF), os aços bifásicos (DP), os aços TRIP (Transformation Induced Plasticity), os Complex Phase (CP), os martensíticos e também os aços TWIP (Twinning-Induced Plasticity). A seguir apresenta-se uma breve descrição de alguns dos aços, com vistas a identificar, sobretudo, os que foram utilizados neste trabalho.

Aços Interstitial Free (IF): segundo Pereira (2004) aços de ultrabaixo carbono dotados de interstícios livres, os quais são preenchidos por elementos como carbono e o nitrogênio, em baixíssimos teores, da ordem de 50 e 30ppm. São aços estabilizados por elementos como nióbio e titânio, os quais são microligantes e fortes formadores de carbonetos e nitretos, e removem os elementos intersticiais presentes em solução sólida no material. Os reduzidos teores de nitrogênio e carbono, e a adição de estabilizadores (alumínio, nióbio e titânio) promovem um desenvolvimento de uma textura de recristalização, a qual fornece condições muito boas para operações de conformação, como a estampagem profunda.

Os aços IF são de uso predominante na produção de painéis para a indústria automobilística, principalmente em portas (painéis externos) e partes do assoalho (painéis internos). Por possuírem características mecânicas de excelente estampagem profunda e de não envelhecimento, os aços IF possibilitaram à indústria automobilística a confecção de partes normalmente tidas como difíceis de conformar.

O desenvolvimento de aços como o IF foi conseguido através de melhorias na tecnologia de fabricação de aços (controle de gases no processo), surgimento de técnicas de processamento como o recozimento contínuo, e de um rigoroso controle de composição do material. Foi, portanto, um grande passo na evolução de aços laminados a frio e recozidos para aplicações em processos de conformação.

Os aços IF tiveram sua produção em massa iniciada ao final da década de 70, em substituição aos aços de baixo carbono acalmados ao alumínio, quando as chapas de aço galvanizadas por imersão a quente foram primeiramente utilizadas para confecção de painéis automotivos com elevada resistência à corrosão. Na década de 90 a produção comercial dos aços IF teve um significante crescimento, nesta mesma época, a indústria produtora de aço japonesa produziu uma quantidade de mais de três milhões de toneladas de aços do tipo IF.

As chapas de aço de ultrabaixo carbono empregadas atualmente são versões dos aços IF, porém com propriedades mecânicas muito superiores, em virtude da alta necessidade de superconformabilidade, e da boa relação entre resistência e conformabilidade das chapas laminas a frio, o que contribuiu no quesito redução de peso.

Dentro do projeto ULSAB, os aços IF de alta resistência apresentam 4% do total de aços utilizados na estrutura principal da carroceria. As principais aplicações são em partes traseiras internas da estrutura e em suportes. Nestes componentes são utilizados aços de ultrabaixo carbono com interstícios livres com limite de escoamento de 300 MPa e resistência à tração de 420 MPa.

Aços Bifásicos (DP): os aços DP, ou bifásicos, são aços com baixo teor de carbono, cuja microestrutura é constituída basicamente por ferrita e martensita. Essa coexistência de fases é obtida através de um tratamento térmico de têmpera intercrítica. Exibem características químicas similares aos aços de alta resistência e baixa liga (PEREIRA, 2004).

Dentre as duas fases presentes em sua microestrutura, a ferrita apresenta baixa dureza e menores níveis de resistência, e é responsável pela ductilidade e conformabilidade do material. A martensita, com altas dureza e resistência, colabora com elevada resistência mecânica. Na prática, microestruturas dos aços bifásicos são mais complexas, podendo conter teores de bainita, perlita e austenita retida.

O grande impulso no desenvolvimento dos aços DP ocorreu fruto do trabalho de pesquisa dos maiores centros de produção no mundo, trazendo evidência para as principais propriedades mecânicas, as quais são conseguidas por intermédio de tratamento térmico. A têmpera intercrítica reduz o limite de escoamento do aço e aumenta a ductilidade, sem ocasionar diminuições nos níveis de resistência mecânica. Os aços bifásicos atingem níveis de resistência à tração comparáveis a aços de alta resistência e baixa liga, com limite de escoamento de 650 MPa, aliado a valores de alongamento e limite de escoamento semelhantes a aços ARBL, com limite de escoamento de 350 MPa.

Os aços DP apresentam ductilidade, resistência mecânica, e um rápido encruamento inicial, que confere um grande potencial de aplicação na indústria automobilística, dado que podem ser obtidas simultaneamente a geometria final do produto e a alta resistência mecânica desejada após conformação.

Os aços bifásicos também exibem outro importante benefício quando comparados com os aços convencionais. O efeito do endurecimento após deformação e pintura continua a aumentar com a elevação da deformação, diferente dos aços BH convencionais, que permanece constante depois de deformações de cerca de 2%. A extensão desses efeitos em aços avançados de alta resistência depende da composição química e do processamento termomecânico dos aços.

Os aços bifásicos avançados de alta resistência são produzidos para atingir limites de resistência à tração de até 1000 MPa. No projeto ULSAB-AVC, os aços bifásicos são responsáveis por 74% do total dos aços aplicados na estrutura principal da carroceria, sendo utilizados na fabricação de suportes longitudinais e transversais de componentes do conjunto da suspensão, de componentes de reforço contra impacto, de partes de fixação, de caixa de rodas e painéis, entre outros.

Aços Bake Hardenable (BH): são aços tratados termicamente buscando aumento do limite de elasticidade durante um tratamento a baixa temperatura, levando a ganhos de resistência muito altos em peças acabadas, mesmo com valores constantes para conformabilidade. Isso se deve a um efeito de envelhecimento controlado, que é associado à presença de carbono e/ou nitrogênio em solução sólida no aço, impedindo a movimentação das discordâncias através da segregação de átomos intersticiais.

Este é um aço muito utilizado na nos chamados painéis de cobertura (teto, capô, etc.) pela indústria automobilística. Os ganhos proporcionados pelo tratamento de cozimento chamado "efeito *Bake Hardening*" são, em geral, superiores a 40 MPa. Isto permite alcançar níveis de resistência mais altos em peças acabadas, com um desempenho constante do ponto de vista da conformabilidade.

2.2.5. Aços Multifásicos e o Efeito TRIP.

Os aços multifásicos são assim chamados por se tratarem de aços onde coexistem diferentes microestruturas, como ferrita, martensita, bainita e austenita retida, em frações superiores a 5% em volume. Estes aços utilizam quantidades superiores de carbono e silício, se comparado aos aços bifásicos, visando diminuir a temperatura de transformação martensítica e, com isso, formar austenita retida. Através dos aços multifásicos, busca-se melhorar as características dos aços bifásicos, conservando os níveis de resistência dos aços contendo somente ferrita e martensita, porém, aumentando a sua ductilidade e conformabilidade (PEREIRA, 2004).

Os aços multifásicos possuem boa relação entre resistência e ductilidade, isso se deve à presença de austenita retida e os efeitos obtidos através dela após conformação. O nível de deformação no qual a austenita retida começa a se transformar em martensita, pode ser avaliado por variações do teor de carbono na fase. Essa transformação se dá de maneira progressiva, com o aumento da deformação.

O efeito TRIP, efeito de plasticidade induzida por deformação, gerado pela transformação da austenita retida, depende da fração volumétrica da bainita e da austenita retida estabilizada. Trata-se de mecanismo que induz, por deformação, a transformação de parte da austenita retida.

Os aços multifásicos do tipo TRIP podem ser obtidos através de tratamento térmico conhecido por recozimento intercrítico, conseguido mantendo-se o material em temperaturas onde coexistam ferrita e austenita, seguido de processamento isotérmico na temperatura de formação bainítica (CERRI e SANTOS, 2004). Nestas faixas de temperatura, uma parcela da austenita será transformada em bainita, enquanto a outra parte torna-se suficientemente estabilizada, e não se transforma em martensita após resfriamento brusco final. Durante o processo de deformação de um aço TRIP, a transformação de austenita em martensita ocorre progressivamente, resultando num aumento nos valores de alongamento.

A elevada taxa de encruamento dos aços TRIP é também observada mesmo em altos níveis de deformação, e possibilitam a aplicação destes materiais em operações de conformação, com maior vantagem que os produtos convencionais. Tal informação é de grande valia para profissionais como projetistas, uma vez que podem se utilizar de produtos com alta taxa de encruamento e com aumento de endurecimento após deformação e pintura.

Em aços planos de baixo carbono é difícil obter uma quantidade de austenita retida que promova um melhoramento significativo da ductilidade. Para aumentar a quantidade de austenita retida, têm sido selecionados aços com altos teores de níquel, silício e manganês. O níquel e o manganês são estabilizadores da austenita e melhoram propriedades como a endurecibilidade, enquanto o silício retarda a formação da cementita, provocando a retenção da austenita. Todavia, salienta-se que a adição em excesso de elementos, pode impactar negativamente as propriedades de soldabilidade dos aços TRIP; este possível efeito indesejado pode ser diminuído com alterações em ciclos de soldagem.

Em baixos teores de carbono a transformação da austenita retida começa a acontecer logo após o momento em que ocorrer deformação, aumentando encruamento e conformabilidade durante a estampagem. Já em teores mais altos, a transformação ocorre nas operações de estampagem e conformação, dada a estabilidade da austenita retida, que permanece presente até o processo de produção, transformando-se em martensita somente após nova deformação – como uma condição de choque, por exemplo, fornecendo maior absorção da energia de impacto.

Além da referida capacidade de consolidação, o efeito BH (Bake Hardening) dos aços TRIP os torna eficazes no que condiz à redução do peso de peças de estrutura e de reforço, além de aumentar sua capacidade de absorção de energia. Em um aço austenítico à temperatura ambiente, a transformação de austenita para a martensita ocorre progressivamente, resultando em aumento dos valores de alongamento (HULKA, 2003). A deformação crítica requerida para a transformação em martensita depende de vários fatores que governam a estabilidade da austenita, como sua composição química, tamanho e localização. A existência da austenita retida deformada aumenta a ductilidade.

Durante o processo de deformação de um aço austenítico à temperatura ambiente, a transformação de austenita para martensita ocorre progressivamente, e resulta num aumento dos valores de alongamento. Sendo assim, a utilização dos aços TRIP pode ser associada à tão requisitada redução de peso e demais solicitações de segurança. Suas boas características asseguram boa aptidão à repartição de deformações, boa conformabilidade que, associadas ao forte potencial de consolidação e elevada resistência mecânica, proporcionam boa capacidade de absorção de energia, indicando os aços TRIP para a utilização em peças de estrutura e de reforço.

2.3. O LASER.

A palavra laser pode ser traduzida como “Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação” (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation), sendo um dispositivo que produz radiação eletromagnética com características muito especiais como frequência bem definida (monocromática) e relações de fase bem definidas (coerente), além de se propagar como um feixe paralelo (ALLEN, 2004).

Em 1916, Albert Einstein lançou os fundamentos da emissão estimulada, a partir dos postulados de Max Planck. A teoria ficou esquecida até o final da Segunda Guerra Mundial. Em 1953, Charles Hard Townes, James P. Gordon e Herbert J. Zeiger produziram o primeiro laser, que produzia um feixe de microondas. Nikolai Basov e Aleksander Prokhorov, da União Soviética, trabalharam de forma independente em um oscilador quantum e elaboraram a emissão continua utilizando duas fontes de energia com níveis diferentes.

O laser pode ser formado por radiação com frequência variando do ultravioleta ao infravermelho do espectro, o efeito físico por trás de seu funcionamento é a emissão estimulada, prevista pelo físico Albert Einstein, como condição necessária ao balanço dos níveis de energia (CARDOSO, 2011).

2.3.1. Fontes de laser.

Conforme descrito por Lima (2008), um corpo está em equilíbrio termodinâmico quando as taxas de emissão e absorção de radiação são iguais. No entanto, existem níveis ocupados fora do equilíbrio termodinâmico, apresentando uma distribuição de níveis de energia anormal. Uma distribuição de estados pode ser alterada artificialmente de tal forma que o número de espécies ocupando níveis superiores exceda aqueles dos níveis inferiores, “bombeando” a população, utilizando uma fonte externa de energia. A inversão de população é pré-requisito essencial para a geração do laser.

Várias fontes de energia externas podem ser usadas para excitar as espécies em lasers industriais, as mais comuns são elétrica, óptica e química. Espécies gasosas absorvem radiação em vários intervalos discretos dos comprimentos de onda (linhas). Desta maneira, a excitação elétrica, que produz energia em uma banda larga, é comum em lasers a gás. Os meios sólidos não são facilmente excitados eletricamente, mas o bombeamento óptico pode ser muito eficiente em lasers de estado sólido. Métodos químicos são geralmente mais difíceis de serem controlados, mas são bastante efetivos na excitação dos lasers líquidos.

A eficiência na criação da inversão de população está ligada a um grande número de níveis superiores de absorção, permitindo que a energia seja absorvida dentro de uma faixa de frequência apreciável. Essencialmente, o nível de absorção alimenta o nível superior laser. A transição entre os níveis de energia laser superior e inferior causa o efeito laser. A luz pode ser gerada por emissão estimulada de fótons, contudo o laser precisa de amplificação através da cavidade ótica.

2.3.2. Soldagem a laser.

Segundo Lima (2008) a soldagem a laser é um método de união que usa energia proveniente de um feixe de luz colimada, e que inevitavelmente envolve fusão e solidificação, com intensidade de 104 a 109 $W.cm^{-2}$. O processo de soldagem a laser pode acontecer de duas maneiras: por condução e por penetração. Na soldagem, o material a ser soldado é ajustado no suporte, onde o foco do feixe de laser é ajustado, o metal é então aquecido até seu ponto de fusão quando, após a saída do feixe, é resfriado.

Cardoso (2011) mencionou que os lasers podem ser operados de duas maneiras, no modo pulsado ou contínuo. O regime pulsado é recomendado em operações de corte, pois pode liberar potências de pico elevadas em períodos curtos de tempo. Já o modo de operação contínuo é importante em aplicações de soldagem, uma vez que proporciona cordões mais regulares, e reduz o numero de defeitos como vazios e porosidade.

Ao envolver a energia do laser da superfície para o seu interior, a soldagem por condução pode ser transmitida por emissão continua ou pulsada com atmosfera de proteção e intensidade relativamente baixa. A soldagem por penetração utiliza maior potência, pois envolve a vaporização do material base. A alta intensidade do feixe cria uma cavidade de vapor ao redor do metal liquido, chamada “keyhole”, então se tem o equilíbrio entre densidade, viscosidade e pressão hidrostática, permitindo alta razão de aspecto (relação entre comprimento e largura do cordão) e a seção transversal da solda tem formato em “V”. (LIMA, 2008).

Tal como ocorre nos processos de soldagem convencionais (por eletrodos, por exemplo), diversos parâmetros devem ser considerados na soldagem a laser, como velocidade, largura temporal e frequência dos pulsos, taxa de sobreposição, gás de proteção e seu fluxo, bocal de distribuição do gás, distância do bocal até a superfície, posição e ajuste do foco em relação a superfície das peças a serem soldadas, intensidade e potência do feixe do laser. (TZENG, 2001).

A soldagem a laser restringe as dimensões da zona termicamente afetada (ZTA), reduz a rugosidade da superfície soldada e possibilita rotinas de automatização (CARDOSO, 2011). Em um processo dinâmico como a soldagem a laser, instabilidades podem gerar defeitos como vazios, trincas e porosidades, as quais podem ser provenientes de falhas e/ou instabilidades no acoplamento do laser. Outra possível ocorrência de porosidade se deve a desgaseificação do metal líquido com consequente aparecimento de bolhas.

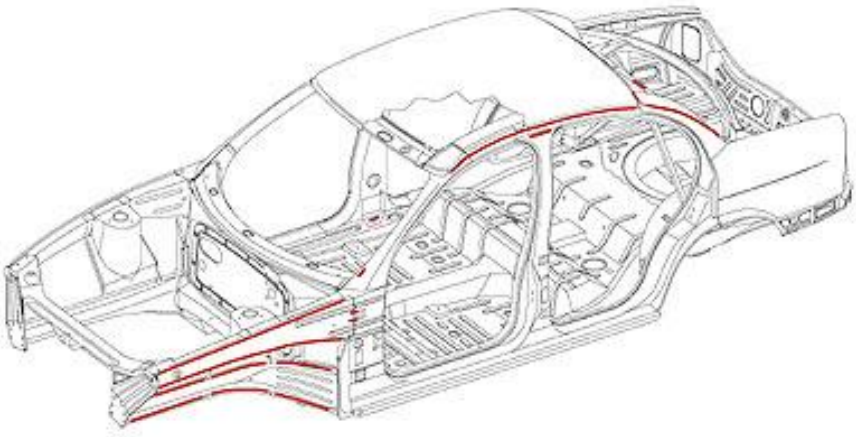
Os poros podem ocasionar fragilização, alterações na microestrutura, introdução de tensões residuais e aparecimento de trincas, as quais ocorrem em três tipos: a frio (material solidificado), à quente (ocorrem no último estágio de solidificação), e trincas de liquefação da ZTA – processo em há formação de vazios, provenientes de fusão de alguma fase intergranular durante aquecimento.

2.3.3. Soldagem a laser na indústria automobilística.

A tecnologia de soldagem a laser é empregada em diversas aplicações na indústria automobilística, sobretudo em linhas de montagem da estrutura principal e carroceria, conforme exemplificado na Figura 2.18, onde se representa união de teto ao painel lateral de um automóvel.

Sistemas laser são integrados nas linhas de produção para corte, brasagem e soldagem de chapas de metal. A soldagem a laser também tem sido aplicada na união de elementos estruturais feitos de chapas finas de metal, como uma alternativa positiva em relação às soldas a ponto por resistência elétrica.

Figura 2.18 - representação da soldagem contínua a laser.



Fonte: ULSAB-AVC OVERVIEW REPORT, 2002.

Haja vista que boa parte das chapas utilizadas na fabricação de componentes da indústria automobilística é realizada por soldagem, e que em seguida estes componentes passam por processo de estampagem, torna-se primordial que a solda final destes produtos atenda os seguintes requisitos (IKEMOTO et al, 1992):

a) ter uma configuração uniforme, tão próxima ao metal base o quanto possível;
b) a sua resistência deve ser superior à do metal base;
c) a sua conformabilidade deve ser próxima a do metal base.

A solda a laser a ponto por resistência elétrica, muito empregada no projeto ULSAB-AVC, apresenta vantagens perante as demais, onde se destacam elevados desempenho estrutural e qualidade na solda. Da mesma maneira, a boa capacidade de unir componente onde somente há acessibilidade por um lado do produto, como tubos, por exemplo.

De um modo geral, a tecnologia a laser proporciona soldas com alto desempenho, o que possibilita obter bons requisitos estruturais, porém com uma forte redução no numero de soldas, quando comparado a número de soldas em um processo a ponto por resistência elétrica.

3. MATERIAIS E MÉTODOS.

3.1. Material.

Os materiais utilizados nos experimentos tratam-se de aços especiais do tipo BH (bake hardening), IF (intersticial free), LC (low carbon), DP (dual phase) e TRIP, os quais se apresentavam em forma de chapas metálicas e, inicialmente, possuíam dimensões de 400 x 400 mm e espessuras variando (BH – 0,94mm/ IF – 0,95mm/ LC – 0,96mm/ DP – 1,10mm/ TRIP – 1,15mm)**.**

Nas tabelas de 3.1 à 3.10, estão mostrados os valores de referência para composição química dos aços utilizados, e às propriedades mecânicas destes materiais.

Tabela 3.1: composição química do aço BH, % em massa.

Composição Química do aço BH (por elemento químico)	% Massa
C	0,00300
Si	0,04300
Mn	0,61000
P	0,04800
S	0,00600
Cr	0,01700
Al	0,03600
Cu	0,00800
Ti	0,01000
Nb	0,00200
B	0,00060
N	0,00200

Tabela 3.2: propriedades mecânicas do aço BH.

Propriedades Mecânicas aço BH	
Limite de Escoamento (MPa)	242
Limite de Resistência à Tração (MPa)	349
Alongamento (%)	40
Dureza (Vickers)	183,7

Tabela 3.3: composição química do aço IF, % em massa.

Composição Química do aço IF (por elemento químico)	% Massa
C	0,00270
Si	0,00400
Mn	0,14000
P	0,01200
S	0,00500
Cr	0,01500
Al	0,03500
Cu	0,00600
Ti	0,04000
Nb	0,00000
B	0,00020
N	0,00190

Tabela Erro! Nenhum texto com o estilo especificado foi encontrado no documento.**.4: propriedades mecânicas do aço IF.**

Propriedades mecânicas aço IF	
Limite de Escoamento (MPa)	192
Limite de Resistência à Tração (MPa)	300
Alongamento (%)	44
Dureza (Vickers)	174,1

Tabela 3.5: composição química do aço LC, % em massa.

Composição Química do aço LC (por elemento químico)	% Massa
C	0,03000
Si	0,00700
Mn	0,23000
P	0,01300
S	0,01000
Al	0,04000
N	0,36000

Tabela 3.6: propriedades mecânicas do aço LC.

Propriedades Mecânicas aço LC	
Limite de Escoamento (MPa)	190
Limite de Resistência à Tração (MPa)	320
Alongamento (%)	45
Dureza (Vickers)	338,6

Tabela 3.7: composição química do aço DP, % em massa.

Composição Química do aço DP (por elemento químico)	% Massa
C	0,14000
Si	0,22000
Mn	0,22000
P	0,02000
S	0,00500
Cr	0,26700
Al	0,03100
Ti	0,02000
N	0,22000
Ca	0,00350
Mo	0,11500

Tabela 3.8: propriedades mecânicas do aço DP.

Propriedades Mecânicas aço DP	
Limite de Escoamento (MPa)	560
Limite de Resistência à Tração (MPa)	870
Alongamento (%)	16
Dureza (Vickers)	468,3

Tabela 3.9: composição química do aço TRI, % em massa.

Composição Química do aço TRIP (por elemento químico)	% Massa
C	0,23
Si	2,00
Mn	0,330
P	0,090
S	0,015
Cu	0,20
Al	0,010
B	0,0060

Tabela 3.10: propriedades mecânicas do aço TRIP.

Propriedades Mecânicas aço TRIP	
Limite de Escoamento (MPa)	473
Limite de Resistência à Tração (MPa)	751
Alongamento (%)	29
Dureza (Vickers)	519,7

Os materiais utilizados são aços provenientes de doações de empresas do segmento siderúrgico e automotivo, empregados em etapas distintas da linha de produção, as quais forneceram informações sobre as propriedades mecânicas e valores de referência para composição química.

Os aços avançados utilizados (BH, TRIP, DP, IF) foram assim escolhidos pelo potencial de aplicação destes materiais na indústria automobilística, onde o foco foi selecionar aços com alguma relação com o aço tipo TRIP; e a escolha do aço tipo LC foi feita baseando-se no fato dele já ser comumente empregado na indústria de fabricação automotiva.

Os valores típicos de composição e propriedades para um aço TRIP 750 são teóricos (Fonte: CASTRO, 2010 – Seminário de laminação ABM). Já os valores de dureza Vickers (médios) foram obtidos durante etapa experimental deste trabalho.

3.2. Soldagem a laser.

Este trabalho propôs a soldagem autógena de duas chapas de aço, advindas da combinação entre aço TRIP e outros quatro tipos de aço, dentre os citados no item 3.1., visando simular uma situação onde uma chapa de aço TRIP possa receber reforço de um material dissimilar. A soldagem de cada conjunto foi realizada em um laser a fibra de alta potência, sendo utilizado um passe de cada lado (topo e raiz).

Conforme citado por Siqueira (2012), estudos realizados mostram que configurações diferentes nas direções de laminação podem gerar propriedades mecânicas distintas em juntas soldadas. Desta forma, foi adotado o mesmo sentido de laminação para as chapas soldadas.

A soldagem a laser tem papel fundamental neste trabalho, dado que possibilita a união das chapas de aços dissimilares, dando origem aos corpos de prova necessários para execução dos ensaios mecânicos. A integridade do cordão de solda é um dos mais importantes fatores levados em consideração ao se avaliar a qualidade de uma solda, sendo, inclusive, o fator que geralmente garante que as propriedades de uma junta soldada sejam aceitáveis. Guo, Crowther, Francis, Thompson e Lin (2015), através de um modelo estatístico e análises, investigaram um modo de maximizar a integridade do cordão de solda e, desse modo, obter um cordão de solda isento e defeitos (como porosidade e falta de fusão).

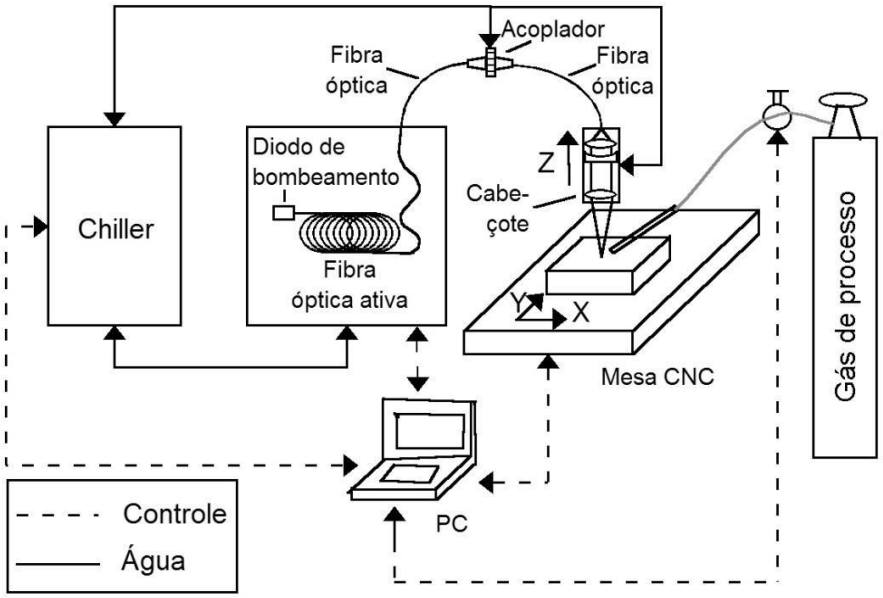
3.2.1. Laser (tipo).

O laser utilizado neste trabalho foi o Laser a fibra de alta potência, o qual pertence ao Laboratório Multiusuário de Desenvolvimento e aplicações de Lasers e Óptica (DedALO), do Instituto de Estudos Avançados (IEAv – DCTA). Trata-se de um laser de 2,0 kW de potência média (IPG, Modelo YLR-2000) dotado de uma fibra de saída com 50 μm de diâmetro e 5,0 m de extensão.

Uma unidade de acoplamento de fibra faz a conexão a uma fibra de trabalho com 100 μm de diâmetro e 10 m de comprimento que é utilizada nos processos de solda. A fibra de trabalho é conectada a um colimador óptico formando o sistema de acoplamento do feixe. O feixe de saída possui qualidade M^2 de aproximadamente 12 e distribuição de intensidade aproximadamente gaussiana. As informações e dados técnicos do equipamento aqui mencionados foram fornecidos por SIQUEIRA (2012).

O laser está inserido numa cabine de processamento em alumínio (3,0 m^3) equipada com sistemas de gases auxiliares de processo. Um esquema simplificado desta estação de processamento está mostrado na Figura 3.1.

Figura 3.1: diagrama da estação de processamento de materiais com laser a fibra.



Fonte: GOIA, 2010.

A cabeça de processo foi acoplada a uma mesa XYZ controlada por computador e acionada por motores de passo, com velocidade controlada entre 1,0 mm/s até 160 mm/s e curso dos eixos X de 430 mm e Y de 508 mm, ambos com resolução de 5,0 μm. Um eixo Z – vertical com curso de 215 mm e resolução de 1,0 μm foi incorporado à mesa. A cabeça de processo com uma óptica de focalização com distância focal de 160 mm produz um diâmetro de feixe de laser de 100 μm. Junto à cabeça de soldagem ficam ligadas às mangueiras do sistema de resfriamento e do sistema de gases de processo e de proteção da óptica. Esse último gás é utilizado para proteger a óptica contra eventuais respingos da solda (HIGASHI, 2011).

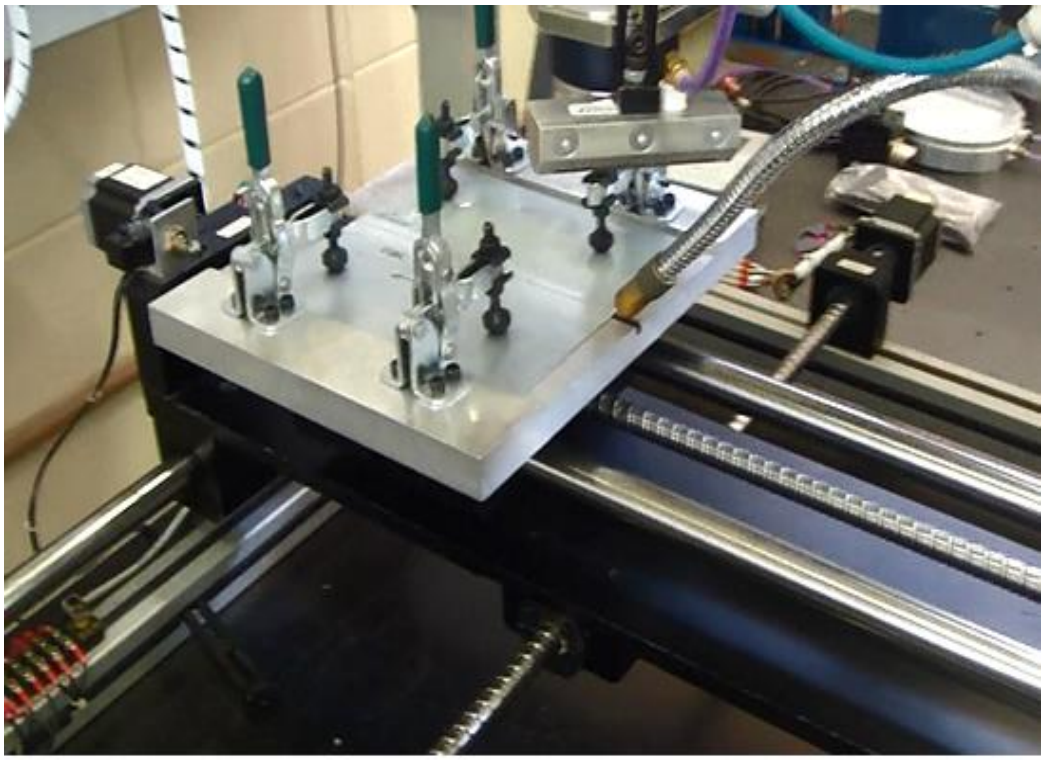
Ao sistema é possível conectar gases de processo que auxiliarão no processo de soldagem, seja ele reativo ou não. Os gases disponíveis no Dedalo são: Nitrogênio (N_2), Oxigênio (O2), Argônio (Ar) e Hélio (He). Os gases utilizados foram nitrogênio e argônio, o primeiro para proteger a óptica e o segundo para evitar a oxidação durante a soldagem e deslocar a pluma de vapor acima da solda que diminui a absorção do laser na superfície da chapa.

3.2.2. Metodologia de Soldagem.

Antes do início da soldagem, foi necessário um brando lixamento de bordas das chapas, seguida de limpeza com água corrente e sabão neutro, visando garantir uniformidade de bordas para a etapa de soldagem. Em seguida, as chapas a serem unidas foram posicionadas na mesa XYZ, observando-se o sentido de laminação, alinhadas e travadas na posição final.

Terminado o alinhamento do sistema e a fixação do conjunto, é efetuado o ajuste de foco do laser de forma que toda potência liberada pelo laser seja focalizada em uma área (spot) de 100 μm de diâmetro (Figura 3.2).

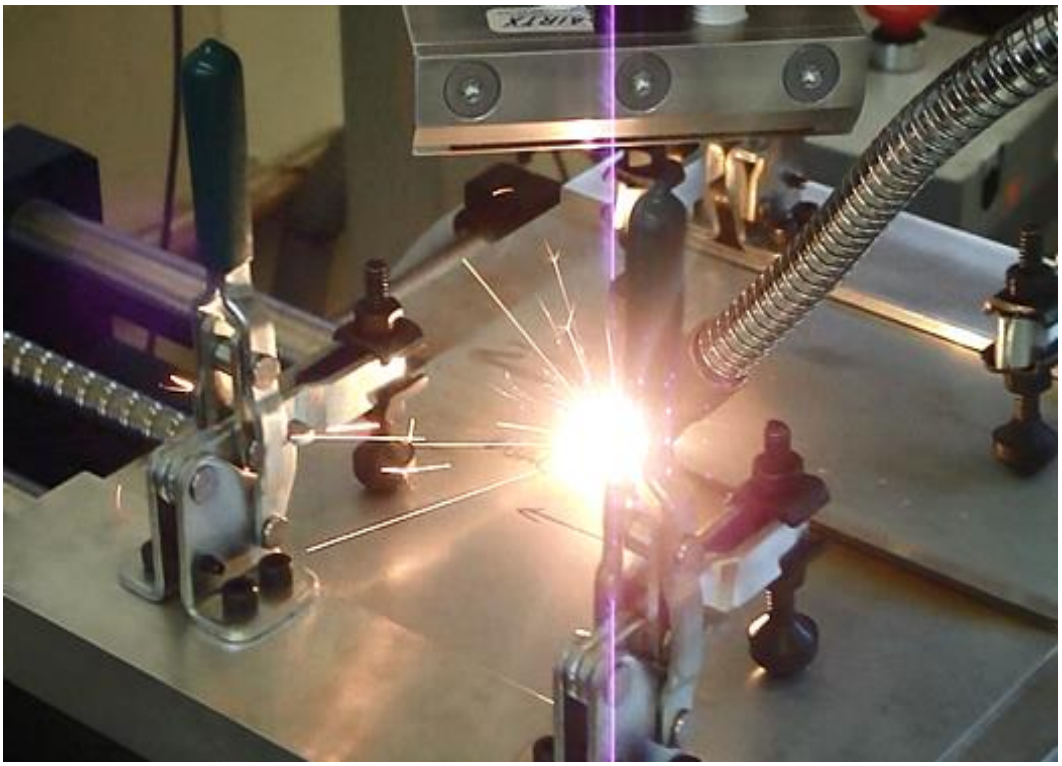
Figura 3.2: posicionamento das placas na mesa XYZ para ajuste de foco do laser.



Com o objetivo de ajuste do foco foi desenvolvido um programa em linguagem CNC que permite a variação simultânea da altura do cabeçote (coordenada Z) e do movimento transversal da amostra (coordenada X). A posição focal correta é obtida quando o traço central desta escala está alinhado com o centro da região de fusão/ solda.

Caso não haja o alinhamento para acoplamento do foco com o traço central a posição central Z = 0 é reprogramada para a distância correta, tendo como referência o espaçamento entre os traços. Este procedimento deve ser repetido até que seja obtido o correto alinhamento entre a região a ser fundida (foco) e o traço central. Todavia, esta rotina não precisou ser repetida para todo o conjunto a ser soldado, apenas para o primeiro conjunto. Na Figura 3.3, observa-se o processo de soldagem em andamento.

Figura 3.3: placas posicionadas durante processo de soldagem.



3.2.3. Preparo das amostras.

Previamente a etapa de soldagem as chapas foram cortadas em serra metalográfica, com disco de corte apropriado para materiais não ferrosos, e reduzidas à dimensões de 200 x 100 mm cada.

Para evitar formação de óxido na superfície da chapa, e que esse fosse introduzido no cordão de solda, podendo assim causar fragilização, as bordas de cada chapa foram lixadas com lixa d'água de carbeto de silício de grana 600, e em seguida lavadas em água corrente, secadas em ar comprimido e por fim limpos com acetona.

O intuito do corte para preparação das amostras de soldagem foi reduzir as chapas à metade da seção inicial, para que, após soldagem fossem obtidas placas de mesmo tamanho original, porém constituídas por aços dissimilares. Este produto final pós-soldagem propiciou a confecção de corpos de prova para os ensaios mecânicos, metalográficos e dureza.

Os corpos de prova de tração foram obtidos a partir das referidas chapas, através de usinagem via eletroerosão, permitindo melhor aproveitamento de material e, principalmente, baixa influencia térmica nas peças.

3.2.4. Parâmetros de Soldagem.

A soldagem a laser, bem como as demais soldagens convencionais, demanda atenção especial aos parâmetros de soldagem e, em se tratando de aços dissimilares, existem mais fatores a considerar do que apenas potência, velocidade de avanço, gás de proteção. A taxa de calor fornecido, por exemplo, pode influenciar na microestrutura dos aços e da junta soldada, em decorrência das diferentes propriedades de cada material envolvido, causando, em alguns casos fragilização da junta soldada.

Yang, Li, Zhang, Guo, Weckman e Zhou (2015), estudaram os efeitos da potência do laser em juntas dissimilares, observando fatores como ocorrência de transformação da microestrutura, fragilização, microtrincas na interface entre zona fundida e material base, e demais características de cada material envolvido.

Os parâmetros de soldagem utilizados nos conjuntos de chapas soldadas foram baseados em estudos realizados anteriormente pelo grupo de pesquisa do Prof. Dr. Milton Lima, do IEAv / DCTA, que já desenvolve trabalhos de soldagem a laser e, portanto, detém conhecimentos para definir os parâmetros médios que mais se adequariam a execução da união dos aços utilizados neste trabalho.

Desta maneira, determinou-se os parâmetros de soldagem adotados através de três testes iniciais, para adequar as condições de contorno que possibilitariam soldar os aços dissimilares, conforme apresentado na Tabela 11, onde foram buscadas as melhores condições de soldagem para ligas de aços especiais e também foi considerado o fato de as amostras possuírem certa variação de espessura (0.94 a 1,15mm).

Tabela 3.11: parâmetros de soldagem utilizados.

Parâmetro	Condição
Potencia média	1200 W
Ângulo de soldagem	90˚
Velocidade de soldagem	3 m/min
Gás de proteção (processo)	Argônio (10L/min)
Gás de proteção (ótica)	Nitrogênio
Obs: solda autógena, sem adição de material.	

Visando uma melhor qualidade da solda, foi realizado o passe de solda normal e, em seguida, o de raiz – realizado mediante soldagem no outro lado da chapa (lado posterior ao primeiro lado que recebeu solda), técnica também utilizada por Lima, Miranda e Correard (2015).

3.3. Análises e ensaios.

3.3.1. Análise metalográfica.

Análise metalográfica foi realizada com dois objetivos: i) verificar a qualidade da solda executada em cada conjunto, no intuito de exercer um controle de qualidade, e ii) identificar as microestruturas dos aços, individualmente e da zona fundida, onde ocorreu a solda. As amostras não sofreram quaisquer tipos de tratamentos térmicos.

De modo a possibilitar estas análises, realizadas em microscópio óptico, foram extraídas amostras das juntas soldadas, das chapas descritas no item 3.2.3, as quais foram seccionadas através do uso de serra em arco e, em seguida, embutidas na embutidora AROTEC PRE 30Mi, com o uso de resina sintética de baquelite.

O processo de lixamento foi realizado em uma lixadeira rotativa STRUERS, com lixas d'água de carbeto de silício de grana 100, 320, 600, 800, 1000 e 1200 e, em seguida, polidas em politriz rotativa AROTEC AROPOL E, com velocidade de 600 rpm, com solução de alumina de granulometria 1,0μm.

As análises por microscopia óptica foram realizadas, após ataque químico com nital. E as imagens foram coletadas parte no microscópio Nikon modelo Epiphot 200 do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG) – UNESP.

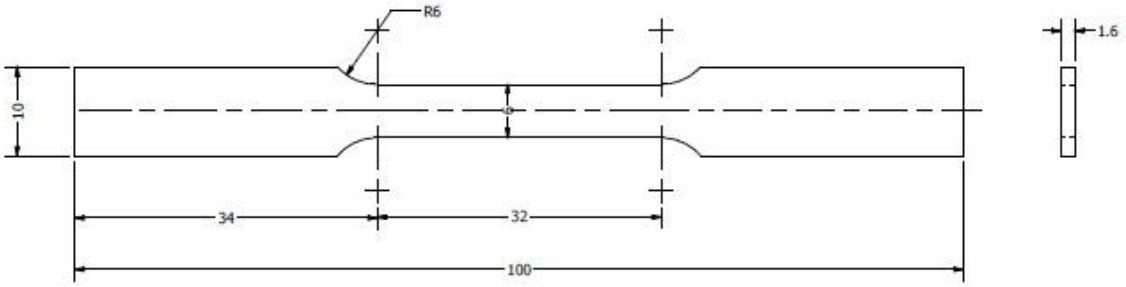
3.3.2. Ensaios mecânicos.

3.3.2.1. Ensaio de tração em corpos de prova padrão.

Este ensaio foi realizado de acordo com a norma ASTM E 8M. Os corpos de prova foram retirados dos conjuntos de chapas soldados. As chapas, originalmente laminadas, foram soldadas mantendo-se o sentido de laminação, estas, por sua vez foram usinadas. Uma representação esquemática de um cdp é mostrada na Figura 3.4.

Para cada condição (conjunto soldado) foram preparados quatro cdp's, os quais não foram submetidos a tratamentos térmicos específicos. Os ensaios foram realizados no Laboratório do Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG) – UNESP, sendo utilizada uma máquina universal de ensaios (Shimidzu, modelo Autograph AG-X), de capacidade máxima de 50 KN, com velocidade de ensaio de 0,5 mm/min.

Figura 3.4: representação esquemática de um corpo de prova para ensaio de tração (dimensões em mm).



Para a apresentação dos resultados foi considerado como limite de resistência (σr) a tensão máxima de resistência à tração, limite de escoamento (σe) como a tensão calculada a 0,2% de deformação plástica e deformação total (ε) como a deformação percentual total observada no ensaio de tração. O módulo de elasticidade foi obtido pelo coeficiente angular na região de deformação elástica, observando a curva tensão versus deformação obtida no ensaio de tração.

Figura 3.5: Ensaio de tração em andamento.



(a) execução do ensaio.



(b) momento logo após ruptura, possível ver estricção.

3.3.2.2. Ensaio de microdureza.

Para os ensaios de microdureza, foi escolhido o ensaio de dureza tipo Vickers, dado que ele fornece uma escala contínua e que cobre desde metais macios (HV de 5) até materiais mais duros (HV de 1500) e, sendo assim, representa boa opção para trabalhos de pesquisa.

Os ensaios foram realizados visando medir valores de dureza e mapear a variação de propriedades ao longo das amostras, desde o aço, passando por áreas próximas ao cordão de solda e no cordão de solda, uma vez que cada amostra possui dois tipos de aços unidos pela solda.

Os ensaios de microdureza foram realizados no Instituto de Estudos Avançado (IEAv), Subdivisão de Laser e Aplicações (EFO – L), em um microdurômetro Future-Tech (modelo FM – 700).

3.3.2.3. Perfil de dureza.

Este ensaio foi utilizado para a determinação do gradiente de propriedades da interface entre os materiais de base e a zona termicamente afetada. O processo de soldagem a laser gera uma zona termicamente afetada estreita e, muitas vezes, de difícil identificação por microscopia óptica e/ou eletrônica.

As amostras utilizadas para o mapeamento do perfil de dureza foram as mesmas usadas nas análises microestruturais, portanto as amostras estavam embutidas, lixadas, polidas e atacadas.

As amostras a serem ensaiadas foram posicionadas no microdurômetro de maneira que o cordão de solda ficasse na posição horizontal, e assim facilitando o posicionamento do endentador. O indentador foi posicionado e, deste modo, realizadas indentações (medições) com espaçamento de 25 micrômetros entre as impressões.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.

Os resultados deste trabalho foram estruturados com base em três informações principais:

i. Microscopia ótica (dividida em duas etapas):

- Etapa 1: caracterização para verificação da morfologia da solda, como via de controle de qualidade do cordão e das zonas adjacentes a ele.

- Etapa 2: verificação das microestruturas dos aços, de modo isolado, e da zona termicamente afetada e zona de fusão de solda. Verificando cada região: aço TRIP e aço adicionado (IF, LC, DP, BH).

ii. Ensaios mecânicos: de tração: onde se avaliou a interação dos materiais utilizados e suas propriedades mecânicas, bem como a resistência da solda, em se tratando de chapas constituídas por aços dissimilares.

iii. Perfil de dureza: permitiu avaliação do gradiente de propriedades ao longo dos conjuntos, passando pelo cordão de solda.

4.1. Microscopia óptica.

Conforme mencionado acima, as análises por microscopia óptica realizadas neste trabalho puderam ser divididas em duas etapas:

Etapa 1: a primeira encontra-se representada nas Figuras de 4.1. a 4.4, onde se utilizou ataque de Nital a 2% de concentração, e aumento baixo, de 20 vezes. Nas Figuras 4.1 a 4.4, são apresentadas micrografias para cada conjunto soldado, em ambas as direções / sentidos transversal (a) e longitudinal (b), visando observar a qualidade do cordão de solda, bem como o aspecto da área soldada.

Figura 4.1. (a): conjunto TRIP+BH (20x) – longitudinal.

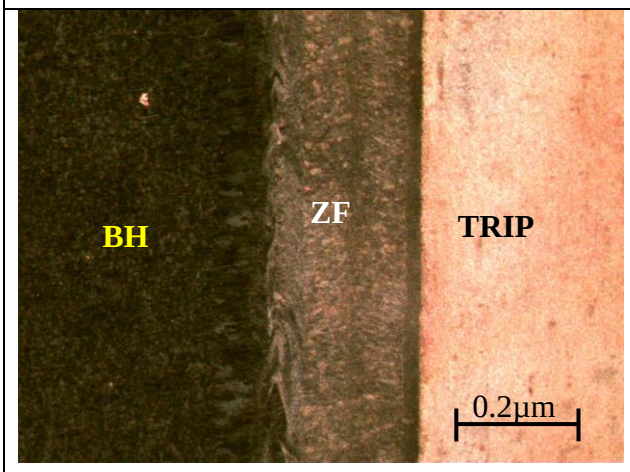


Figura 4.1. (b): conjunto TRIP+BH (20x) – transversal.

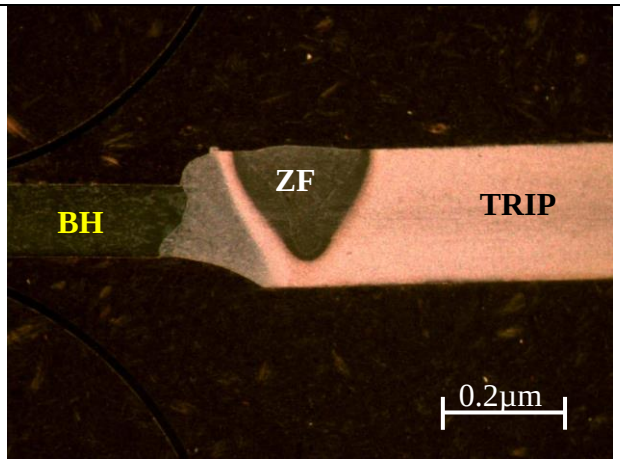


Figura 4.2. (a): conjunto TRIP+DP (20x) – longitudinal.

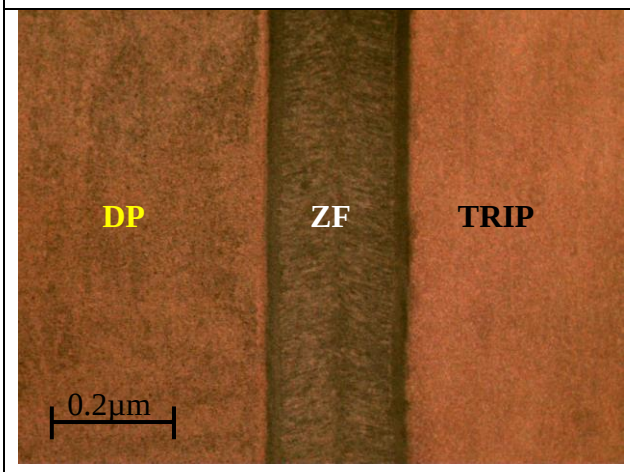


Figura 4.2. (b): conjunto TRIP+DP (20x) – transversal. (Detalhe para defeito tipo porosidade).

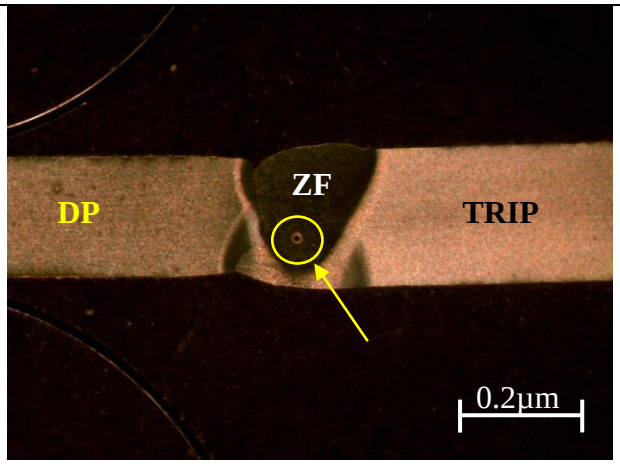


Figura 4.3. (a): conjunto TRIP+IF (20x) – longitudinal. (Detalhe para defeito tipo inclusão).

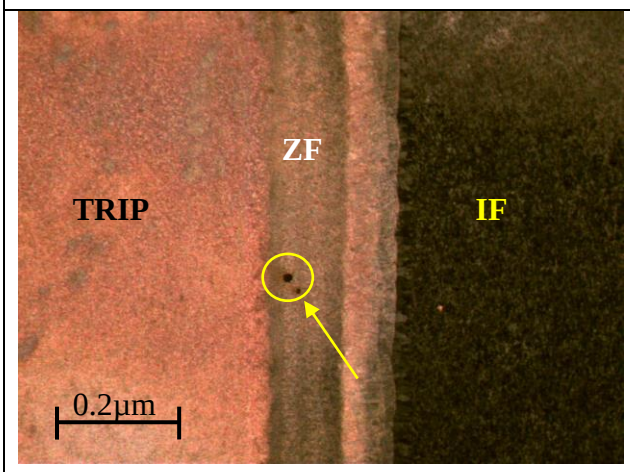


Figura 4.3. (b): conjunto TRIP+IF (20x) – transversal.

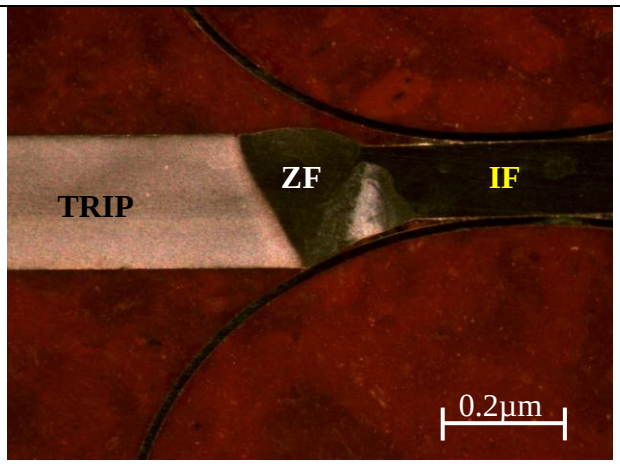
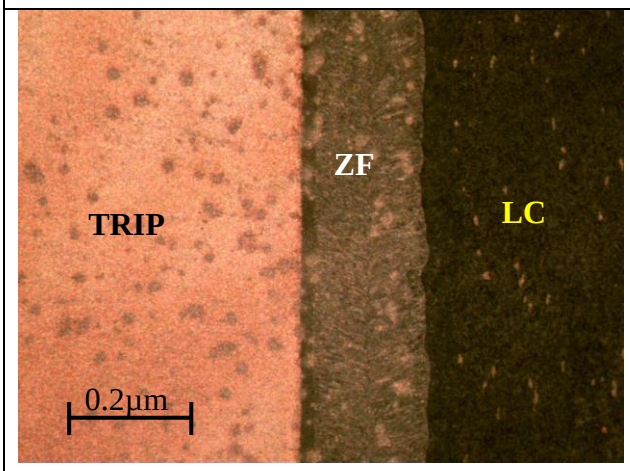
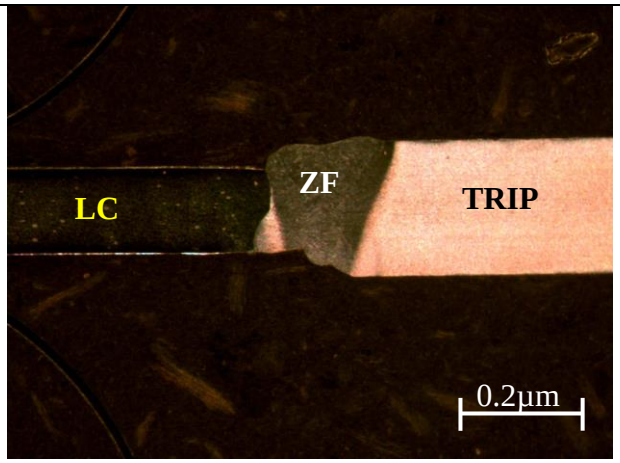


Figura 4.4. (a): conjunto TRIP+LC (20x) – longitudinal.	Figura 4.4. (b): conjunto TRIP+LC (20x) – transversal.
	

As imagens no sentido longitudinal permitem observar a união entre os materiais, com a formação do cordão de solda ao centro, bem definido. As imagens obtidas das amostras de sentido transversal permitem identificar as zonas fundidas, zonas afetadas termicamente e, ainda, alguns defeitos de soldagem, como o caso de uma porosidade (amostra TRIP+DP / transversal), e uma inclusão (amostra TRIP+IF / longitudinal), provenientes do processo de soldagem.

Ao observar a zona fundida (ZN) nas imagens de sentido transversal (Figuras 4.1.b, 4.3.b e 4.4.b), é possível notar que o passe de raiz realizado em um dos lados do conjunto não teve boa efetividade, dado que a área que representa a zona fundida só está bem representada na Figura 4.2.b. Ainda assim, a união das partes do conjunto ocorreu de modo efetivo e possibilitou a execução dos ensaios mecânicos.

Conforme mencionado por Romoli e Rashed (2015), a atenção dada à geometria da solda mostra a influência nas propriedades mecânicas da junta soldada e, consequentemente, na qualidade da solda. Das imagens feitas no sentido longitudinal temos que, apesar da diferença de espessura observada na seção de cada amostra do conjunto soldado, a união se deu de maneira efetiva, sem que o calor afetasse muito a microestrutura das áreas de menor seção, evidenciando boa qualidade da solda.

Etapa 2: já para a segunda etapa, representada nas Figuras 4.5 a 4.9, também foi utilizado ataque de Nital a 2% em concentração e um aumento de 500x.

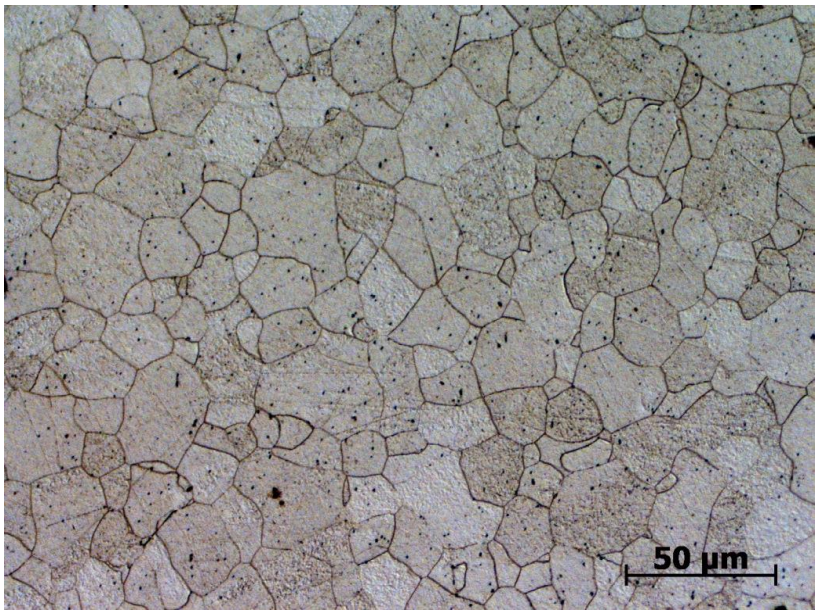
As micrografias apresentadas nas Figuras de 4.5 a 4.8 mostram as microestruturas características dos aços utilizados, a Figura 4.9 mostra as microestruturas da zona fundida para cada conjunto soldado.

Figura 4.5: microestrutura do aço TRIP utilizado (aumento de 500x).



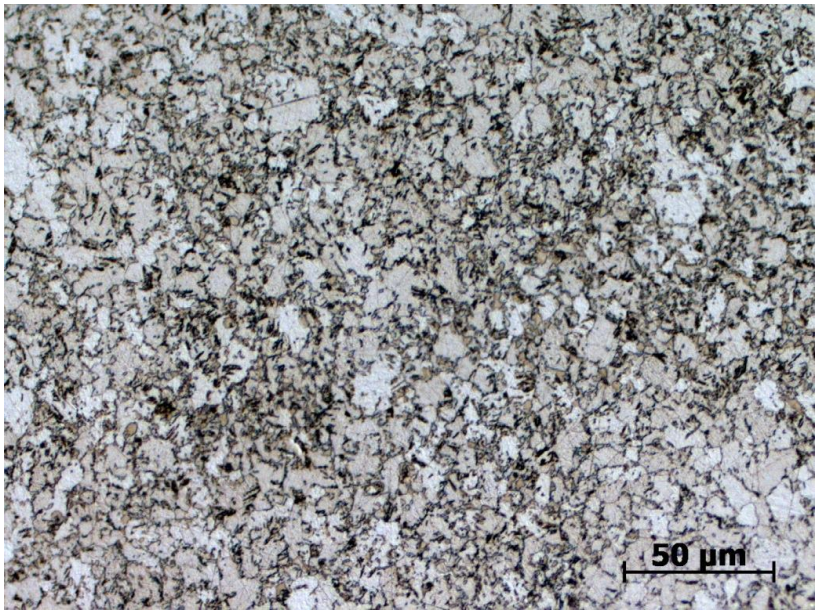
As análises realizadas em microscópio óptico mostraram que o aço TRIP (Figura 4.5) apresentou microestrutura refinada, de matriz ferrítica e outras fases (de coloração mais escura) que podem ser martensita e bainita, uma vez que no aço TRIP, normalmente, coexistem microestruturas do tipo ferrita, martensita, bainita e austenita retida.

Figura 4.6: microestrutura do aço BH utilizado (aumento de 500x).



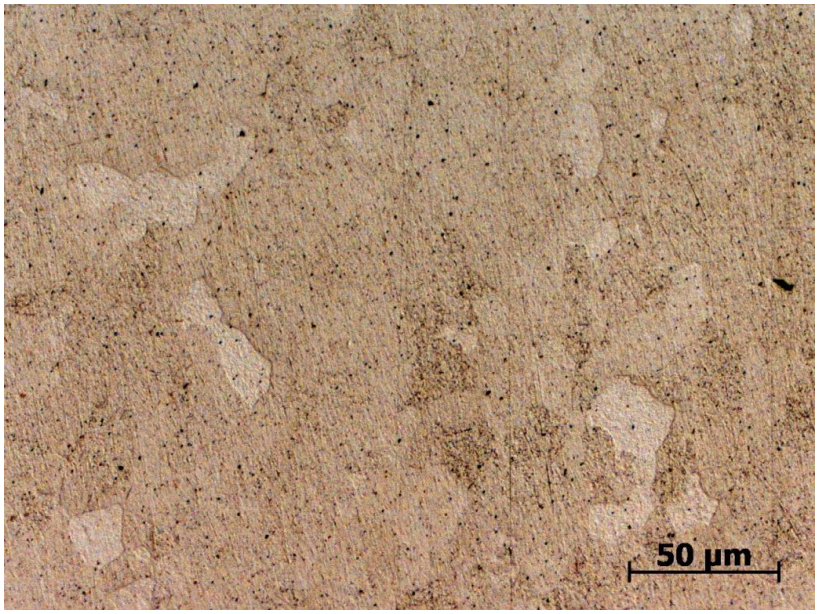
O aço BH (Figura 4.6) apresentou predominância de estrutura ferrítica e grãos maiores, o que é característico de sua microestrutura.

Figura 4.7: microestrutura do aço DP utilizado (aumento de 500x).



Na micrografia do aço DP (Figura 4.7) notou-se presença de martensita (fase escura) em matriz ferrítica (fase clara), a qual apresentou grãos mais refinados do que o aço BH e maiores que o aço TRIP, com pequenas ilhas de martensita bem distribuídos na matriz.

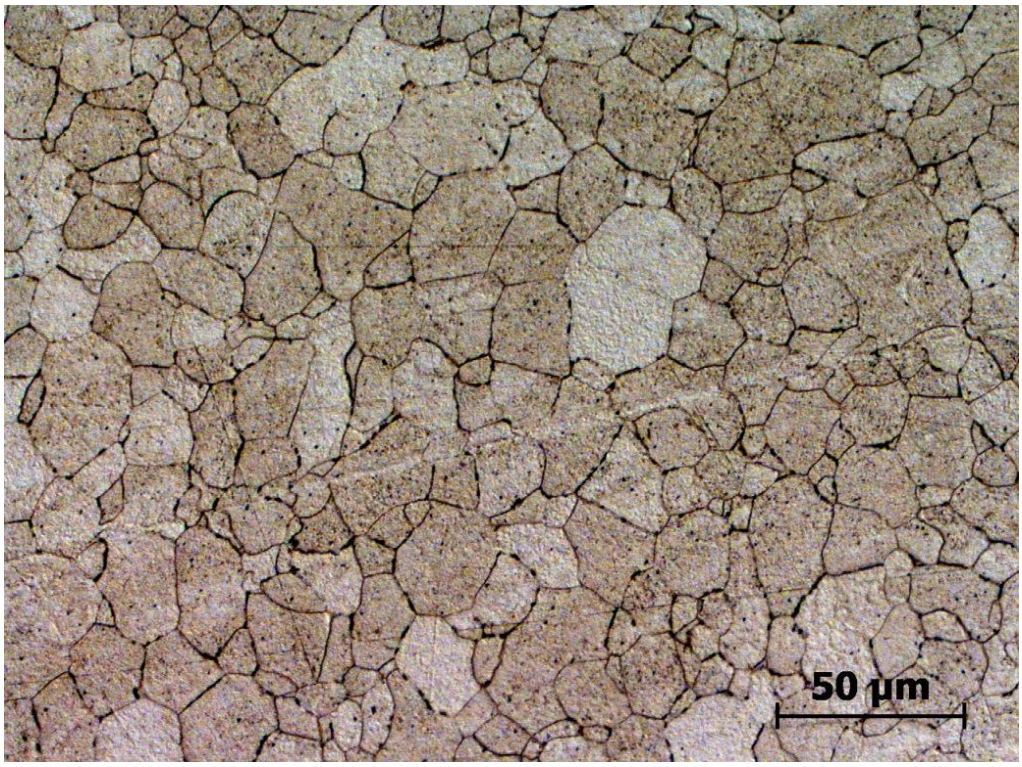
Figura 4.8: microestrutura do aço IF utilizado (aumento de 500x).



O aço IF apresentou microestrutura com características de ferrita (Figura 4.8), onde se observa grãos maiores, semelhantes aos observados no aço BH, mesmo com pontos escuros (de coloração preta) de oxidação, os quais, provavelmente são resultantes do ataque químico ou do polimento realizados.

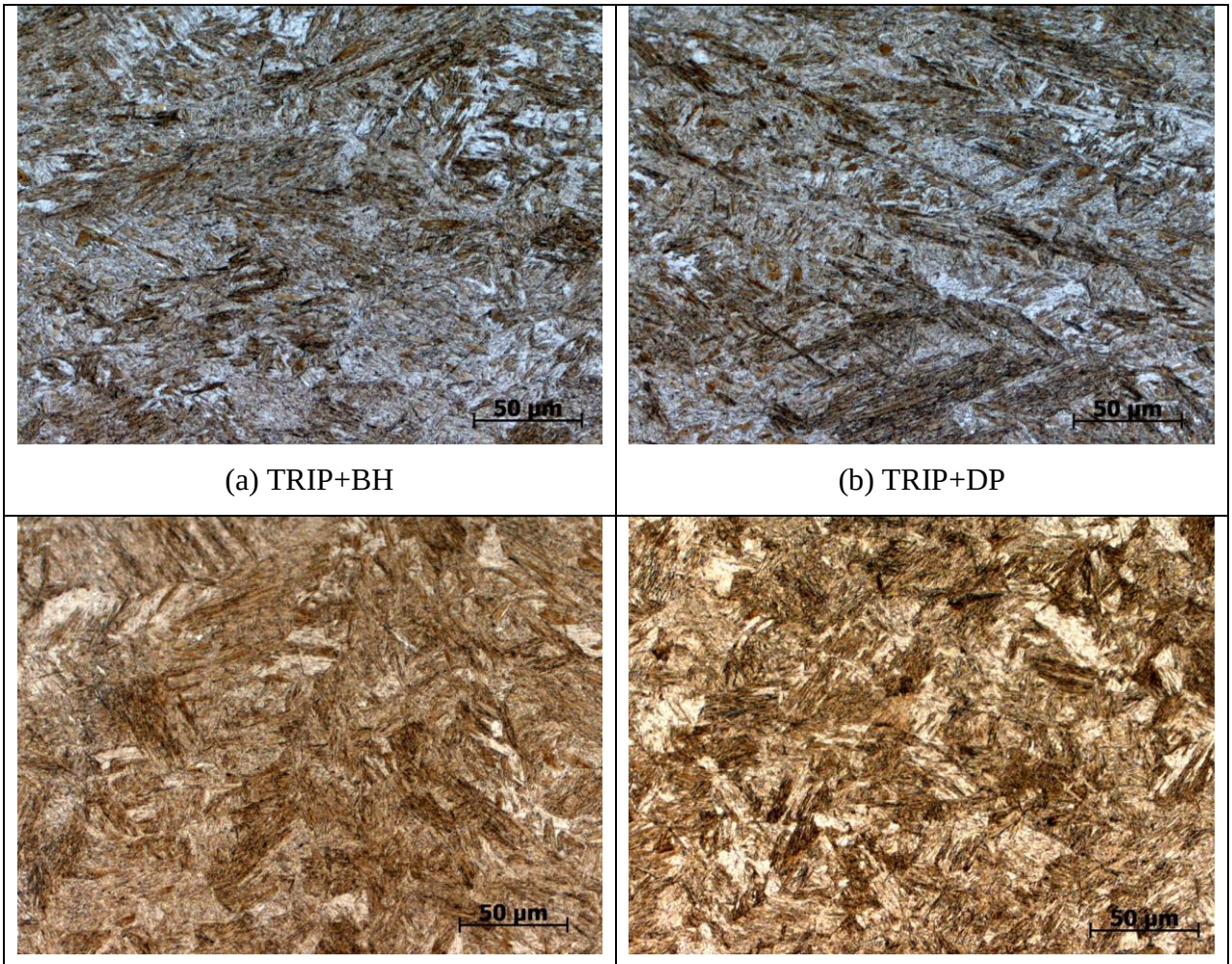
O aço LC (Figura 4.9) apresentou estrutura ferrítica com grãos semelhantes aos observados no aço BH, porém com algum teor de perlita nos contornos.

Figura 4.9: microestrutura do aço LC utilizado (aumento de 500x).



As micrografias apresentadas na Figura 4.10, representam as zonas fundidas (cordão de solda) para os quatro conjuntos soldados: (a) TRIP+BH, (b) TRIP+DP, (c) TRIP+IF e (d) TRIP+LC. A estrutura predominante nestas micrografias foi do tipo martensítica de baixo carbono.

Figura 4.10: microestrutura da zona de fundida (cordão de solda) por amostra (aumento de 500x).



(a) TRIP+BH | (b) TRIP+DP

(c) TRIP+IF | (d) TRIP+LC

Das micrografias obtidas, nota-se que, mesmo após soldagem, as microestruturas dos aços não tiveram mudança de estrutura em função do aquecimento advindo do laser, onde o calor do feixe, concentrado na zona de fusão entre as chapas, poderia implicar em mudança de microestrutura e propriedades dos aços, o que de fato não ocorreu, pois o calor gerado na soldagem não foi suficiente para aquecer muito as regiões mais distantes do cordão de solda.

Todavia, o fenômeno de aquecimento foi observado, principalmente na zona do cordão de solda (ZTA e zona fundida) e nas zonas adjacentes (curta distância do feixe), onde foi observado estrutura martensítica em todos os conjuntos de amostras analisadas; o que já seria esperado, dado que o cordão de solda é um produto da fusão de dois materiais, que resultaram em fase martensítica dado o calor gerado pelo feixe do laser, seguido de resfriamento brusco do material. Esse efeito do calor pôde ser observado nos ensaios de gradiente de dureza, a serem discutidos no item 4.3 deste trabalho.

4.2. Ensaios de Tração.

Para os ensaios de tração, neste trabalho, optou-se por realizar somente testes em cdp's provenientes da combinação dos aços DP, BH, IF e LC com o aço TRIP, não sendo realizados ensaios em cdp's antes da soldagem, ou seja, na condição "como fornecida".

Os ensaios de tração foram realizados visando observar a interação dos diferentes aços combinados com o aço TRIP, bem como verificar se a ruptura ocorreria na região de solda, e se a estricção se daria na região de menor espessura na seção transversal, dado que as propriedades dos materiais são similares e, uma vez que tensão se traduz em esforço (força) por unidade de área, seria de se esperar que a região de menor espessura resista a menores solicitações de esforço.

Os ensaios foram realizados nos mesmos padrões para todos os corpos de prova, quatro para cada conjunto soldado, de maneira a possibilitar a comparação entre os ensaios realizados e fornecer maiores informações sobre qual o melhor aço dentre os escolhidos indicaria boa combinação com o aço TRIP, na eventual necessidade de combinar diferentes aços em um processo de fabricação. As Figuras de 4.11 a 4.14 apresentam gráficos: "tensão versus deformação" para cada conjunto soldado. Nestes, cada conjunto foi representado pelo gráfico que melhor traduziu os valores médios obtidos nos quatro ensaios realizados em cada condição.

Figura 4.11: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+BH.

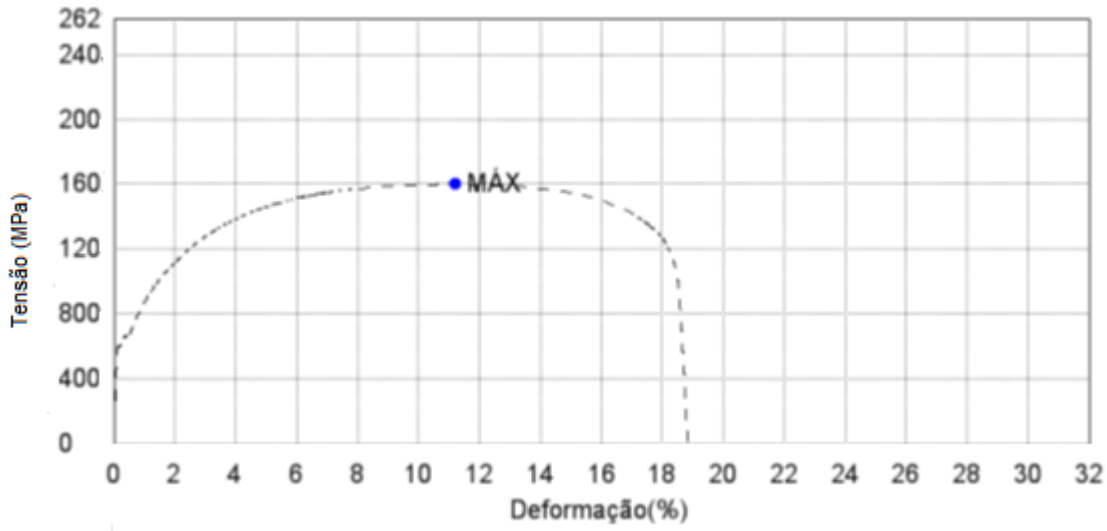


Figura 4.12: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+LC.

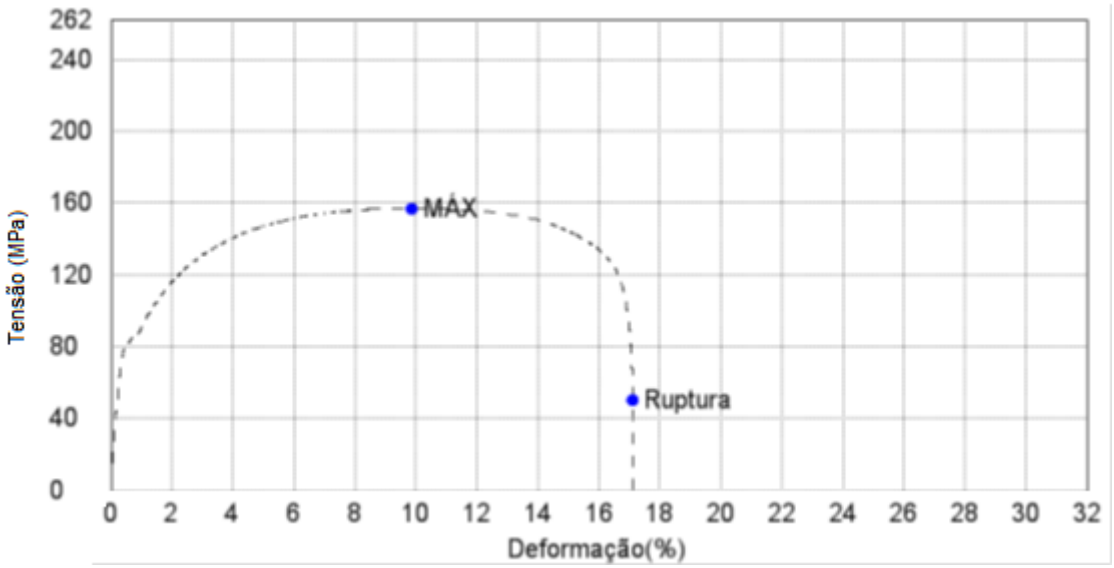


Figura 4.13: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+DP.

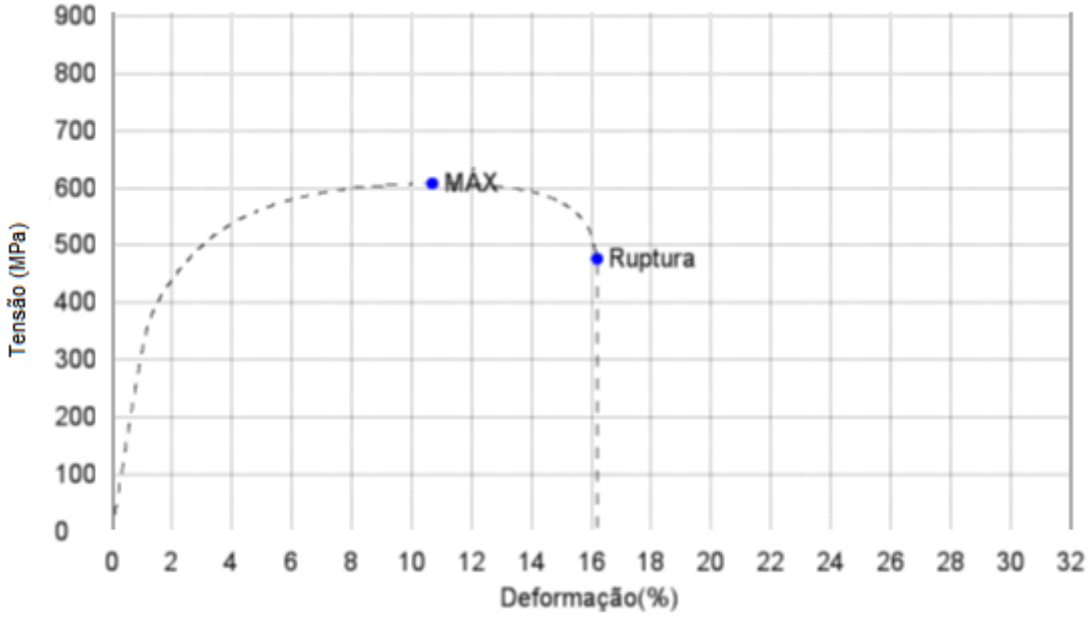
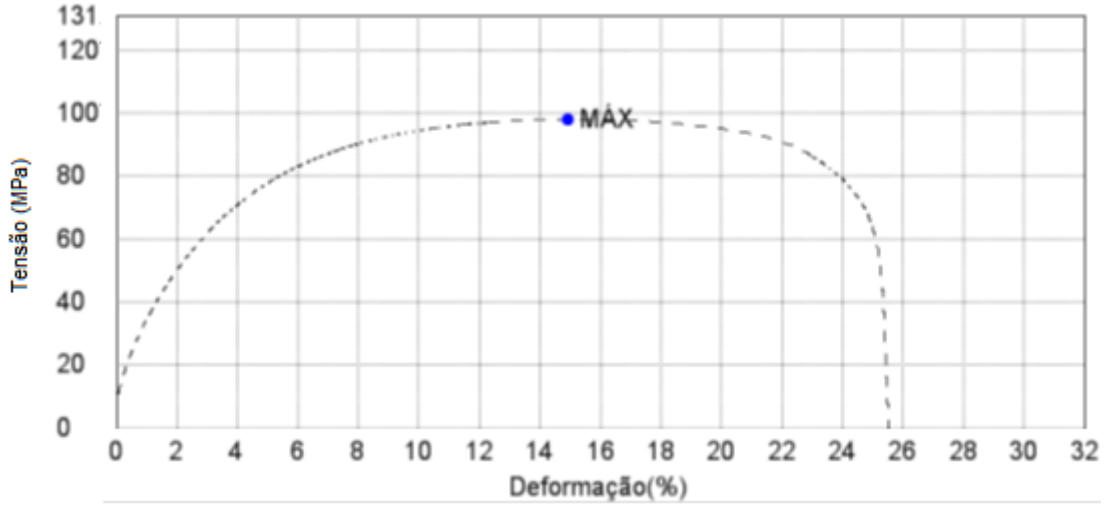


Figura 4.14: gráfico: tensão x deformação para conjunto TRIP+IF.



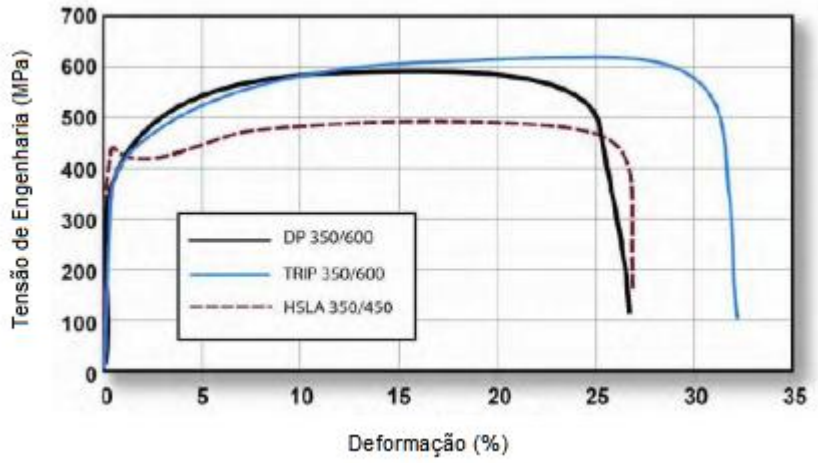
Realizados os ensaios, observou-se que, de fato, os corpos de prova em sua totalidade romperam na região de menor espessura, sempre na região central desta. Embora isso não implique em muitas conclusões inicialmente, deve ser considerado na análise dos resultados obtidos e pode sim originar estudos específicos no futuro.

Dos gráficos apresentados tem-se que o comportamento das curvas obtidas nos ensaios realizados nos conjuntos soldados seguiu o padrão de curva característico de um ensaio realizado em um cdp convencional, feito a partir de materiais não soldados (com regime elástico, regime plástico, limite de resistência à tração, estricção e ruptura).

Também é possível destacar que o material com maiores valores de resistência à tensão é o conjunto TRIP+DP, apresentando valor máximo de 600 MPa, contudo este conjunto é o que apresenta menor valor percentual de deformação, frente aos demais conjuntos ensaiados.

No conjunto TRIP+IF foi possível observar os maiores valores para percentual de deformação (aproximadamente 26%). Nos conjuntos TRIP+BH e TRIP+LC, os ensaios de tração apresentaram curvas de comportamento similares tanto em valores de tensão máxima como em percentual de deformação. Qualitativamente, a estricção se deu na área de menor espessura, em todos os cdp’s, ensaiados onde inclusive ocorreu a ruptura dos cdp’s, como já mencionado.

Figura 4.15: gráfico de aços TRIP em tração.



Fonte: CASTRO, 2010 – apresentação ABM 47º seminário de laminação.

Com base nos ensaios de tração, pode-se traçar breve comparativo entre os gráficos obtidos nos conjuntos soldados (Figuras 4.11 a 4.14), compostos entre TRIP e outros aços, e os valores para cdp's somente de aços TRIP (Figura 4.15), onde temos que os valores de tensão máxima são baixos perante o TRIP frente aos conjuntos TRIP+BH, TRIP+LC e TRIP+IF e, no conjunto TRIP+DP, embora a tensão máxima esteja na mesma faixa numérica, os valores para elongamento são consideravelmente inferiores, 16% do conjunto TRIP+DP frente a 30% do TRIP, ou seja, metade do valor.

Ao analisar alguns trechos da norma ASME, tem-se que em ensaios mecânicos entre materiais dissimilares soldados, as propriedades devem ser verificadas pelo material de menor resistência. Partindo-se do suposto que as propriedades dos aços são similares, podemos imaginar que: i) se a solda foi bem executada, os cdp's não romperiam na solda; ii) os cdp's deveriam romper no material de menor seção, iii) nessas condições seria como ensaiar em tração somente o material menos resistente ou ensaiar somente metade de um cdp.

As três assertivas acima descritas mostram que valores obtidos no ensaio de tração, para os limites de elongamento, indicam que os 16% obtidos no conjunto TRIP+DP, frente aos 30% do TRIP, podem não ser tão baixos, dado que podem traduzir informações de metade do cdp, ou somente do material menos resistente, ou ainda estar compensando o esforço não sofrido pelo aço TRIP em sua totalidade, uma vez que a espessura menor, associada à efetividade da solda, se traduz em fator concentrador de tensões no cdp.

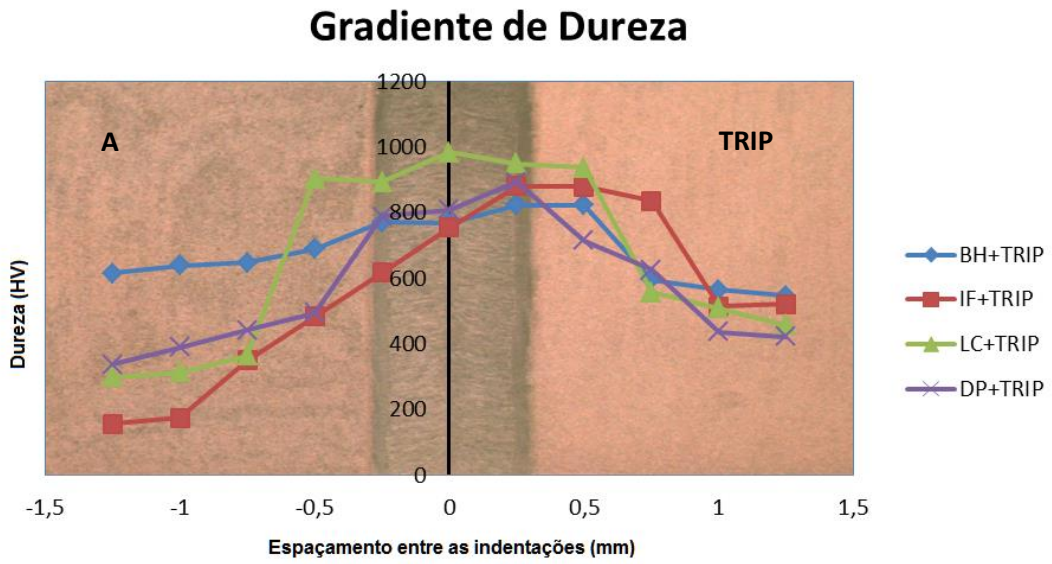
4.3. Perfil de dureza.

Os ensaios de verificação do perfil de dureza foram realizados para determinação do gradiente de propriedades da interface entre os materiais e a zona termicamente afetada, a qual pôde ser observada nas imagens obtidas por microscopia ótica.

As amostras utilizadas para o mapeamento do perfil de dureza foram as mesmas utilizadas nas análises microestruturais, sendo assim estas já estavam embutidas, lixadas, polidas e atacadas. Todas as amostras foram posicionadas no microdurômetro de modo que o indentador pudesse ser movimentado ao longo da peça, indo de um material ao outro, passando pelo cordão de solda.

Foram realizadas onze indentações em cada amostra, com espaçamento de 0,25 micrômetros entre as impressões (Figura 4.16), iniciando-se no material A (aço DP, LC, IF, ou BH), passando pelo cordão de solda, e chegando ao aço TRIP. Na Figura 4.16 é possível observar esquema de realização dos ensaios de microdureza, onde as curvas do perfil de microdureza foram colocadas em um gráfico e sobrepostas em uma micrografia.

Figura 4.16: Perfis de dureza ao longo dos conjuntos soldados.



Os gráficos de perfil de microdureza mostram que os valores de dureza tendem a aumentar na área soldada, partindo-se de um determinado valor/ tipo de aço (A) para o aço TRIP, aumentando no cordão e depois diminuindo no outro material; isso pode ser devido ao fato de que o calor gerado no processo promove transformação de fase com resfriamento rápido, formação de martensita na zona fundida, com maior dureza do lado do conjunto em que se encontra o aço TRIP, por essa porção possuir maior teor de carbono. O efeito do calor no lado do aço TRIP é semelhante em todos os conjuntos, para todos os casos de soldagem, pois não há alteração no teor de carbono.

Da Figura 4.16 temos que, dos conjuntos soldados, a combinação utilizando aços BH foi a que apresentou menor variação no gradiente de dureza ao longo da faixa de indentações realizadas, o que normalmente se esperaria do aço DP, com mudanças em sua microestrutura, na zona fundida e na ZTA, quando soldado a laser, formando mais zonas martensíticas superficiais no após soldagem (ZHANG, KHAN, OJO, ZHOU, CHEN, 2015). Este autor não encontrou, contudo, razões para esta possível incoerência no comportamento entre os aços BH e DP, que apresentaram em seus gráficos, o comportamento inverso ao supostamente esperado, cujos valores foram pura e simplesmente coletados de ensaios realizados. A combinação com o aço IF apresentou maior amplitude de valores nesse gradiente, partindo-se de valores muito baixos de dureza.

Os valores de dureza para o aço TRIP mantiveram-se dentro de uma faixa média, haja vista que o material é o mesmo, o processo e as variáveis utilizadas também foram os mesmos para todos os conjuntos soldados. Observamos também que o calor gerado no processo de soldagem, que provocaria um aumento de dureza não exerceu influência considerável nos comparativos realizados, como se observa no mapa de dureza ilustrado pela Figura 4.16, onde as curvas de perfis de dureza tiveram um comportamento parecido, e somente observou-se um aumento considerável para o conjunto TRIP+LC.

Isso também se explica do ponto de vista das microestruturas, como observado na segunda etapa das análises metalográficas, onde se observou que o calor fornecido pelo processo de soldagem a laser não foi suficiente para alterações significativas de microestrutura nos aços, fora da ZTA e zona fundida, individualmente, somente na zona fundida, dado que a solda (ou cordão de solda) resultou da fusão de dois aços e, com o calor do laser, resultou em estrutura martensítica, com maior dureza do que os demais aços do conjunto soldado, o que se evidencia no gráfico da Figura 4.16.

5. CONCLUSÕES.

Esse trabalho estudou o comportamento de conjuntos de aços ao carbono dissimilares, unidos através do processo de soldagem a laser, observando em um primeiro momento as condições e parâmetros de soldagem, bem como a qualidade da solda e cordão de solda, e a variação de propriedades após execução da solda. Com base nos estudos realizados, bem como nos experimentos, pode-se tecer os seguintes comentários:

i. a microscopia ótica mostrou que o processo de união por soldagem a laser, apesar de caro para processos não industriais e/ou em grande volume de produção, pode ser muito eficaz. Contudo é possível observar descontinuidades de soldagem pertinentes ao processo de soldagem, como porosidades, mesmo com cordões de solda de boa regularidade na geometria.

Ainda sob a ótica das microestruturas, foi possível inferir que o processo de soldagem a laser não teve grande interferência nas propriedades dos aços, individualmente. Porém houve aumento de dureza na zona fundida, devido a fusão e rápido resfriamento da zona fundida.

ii. os ensaios de tração realizados nos conjuntos soldados indicaram valores baixos para tensão máxima, se comparados à valores médios teóricos do aço TRIP. Somente no caso do conjunto TRIP+DP os valores de tensão foram equiparados, contudo o conjunto apresentou valores para porcentagem de elongação baixos, na ordem de metade do aço TRIP

Contudo, e como já mencionado, referências normativas sugerem que em ensaios de tração feitos em materiais dissimilares, as características de ensaio se dão pelo material menos resistente, o que explica os valores obtidos no conjunto TRIP+DP, uma vez que pode ser considerado o ensaio de metade do cdp, tornando plausível o valor obtido.

iii. o perfil de dureza traçado visou mapear a variação de propriedades ao longo da região soldada, visando simular aplicações de aços dissimilares em regiões e/ou partes de veículos onde a solicitação mecânica seja similar, bem como seja possível a utilização de componentes dissimilares, como alternativa de custo. Os conjuntos, de um modo geral, apresentaram certo ganho de dureza em função da soldagem a laser, contudo o conjunto TRIP+BH seria boa opção, dentre eles, para eventuais utilizações em conjunto, em se tratando da baixa amplitude na variação de propriedade apresentada de um aço ao outro e ao longo da área de soldagem.

iv. isso posto, verifica-se que o processo de soldagem entre materiais dissimilares constitui boa alternativa, sendo as variáveis envolvidas previamente conhecidas, estudadas e controladas. A variação de propriedades observadas nos ensaios mecânicos foi nítida no comparativo realizado, todavia, as curvas do monitoramento/ mapeamento da variação de propriedades ilustram que a aplicação e utilização de materiais dissimilares em substituição ou conjunto com o aço TRIP, como o caso dos aços DP e BH, demandam especificações claras, definidas por projeto e direcionadas à aplicações ou pontos específicos do veículo.

6. RECOMENDAÇÕES / TRABALHOS FUTUROS.

Em vista das análises e conclusões observadas, recomenda-se para trabalhos futuros, a execução de ensaios em maior quantidade, porém focado em conjuntos individualizados, e comparando com os materiais antes da soldagem, como o conjunto formado pelos aços TRIP e DP. Neste caso estudando isoladamente os aços TRIP e DP, e reproduzindo todos os ensaios no conjunto soldado, e executando ensaios adicionais, como fadiga, por exemplo.

Este estudo visaria aplicações onde, por exemplo, a solicitação mecânica seja o foco principal e a elongação não tenha papel preponderante na utilização do conjunto – em se tratando dos resultados obtidos para resistência e elongamento realizadas neste trabalho, o que pode ser auxiliado com pesquisas de mercado para verificar a real necessidade e aplicação dos referidos aços na indústria.

Essa natureza de estudo permitirá a variação de ensaios como execução de ultrassom em soldas, análise por MEV em concomitante com perfis de dureza, bem como trará benefícios em análise estatística.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.

-http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242010000200005&nrm=iso&tlng=pt

-http://www.infopedia.pt/$henry-bessemer;jsessionid=+ELbMOrJybwZSbkO8nATzg__

- http://pt.wikipedia.org/wiki/Processo_de_Bessemer

-http://www.abmbrasil.com.br/cim/download/Aciaria%20-%20Marco%20Polo_Divulgacao.pdf

- http://www.abmbrasil.com.br/cim/download/IvanCastro.pdf

- http://www.lmpt.ufsc.br/publicacao/118.pdf

- http://www.inda.org.br/interna.php?pagina=info_tec

-http://www.ibs.org.br/siderurgiaemfoco/SiderurgiaNo4.pdf

-http://economia.uol.com.br/ultnot/valor/2007/11/07/ult1913u78452.jhtm

-http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/port/bainitepc.html

-http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/port/bainitepb.html

-http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/port/bainitepk.html

-http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/port/bainitepj.html

- http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=220

- http://tratamentotermico.com/tempera.html

- http://www.ghinduction.com/process/tempera-e-revenimento/?lang=pt-br

-http://www.esi2.us.es/IMM2/Pract-html/martensi.html

- http://www.abmbrasil.com.br/news/clipping/

- Andrade, S. L., Pereira, J. F., Taiss, E. J., Rosa, L. K., *Ulsab – AVC. O aço no automóvel do futuro: a estratégia da Usiminas*, 55° Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, p. 846-859, 2000.

- Andrade, S. L., Taiss, J. F., Rosa, E. J., *Os aços no projeto Ulsab – AVC,* Metalurgia e Materiais, p. 689-694, 2002.

- Andrews, K. W., *Empirical Formulas for the Calculation of some Transformation Temperatures*, Journal of the Iron and Steel Institute, p. 721-727, 1965.

- Annibal, E. G., Rotelli, Jr, R. M., Oliveira, J. E. G. De, Jr, M. H. Ferrer., *Desenvolvimentos recentes em aços TRIP aplicáveis na indústria automobilística: uma revisão,* XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica, Ilha Solteira/SP, 2005.

- Akisue, O., Usuda, M., *New types of steel sheets for automobile weight reduction*, Nippon Steel Technical Report, n 57, p.11-15, 1993.

- Bhadeshia, H. K. D. H., *The Bainite Transformatios: Unresolved issues,* Materials Science and Engineering**.** A, v 21, p.817-829, Abril 1999.

- Callister, Willian D. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*, 7ªed, São Paulo, ed LTC, 2008.

- Cangue, F. J. R., Godefroid, L. B., Silva, E., *Análise atual do setor automobilístico nacional*, Revista Científica Symposium. v. 2, n. 1, (2004). Lavras: Instituto Adventista de Ensino de Minas Gerais, 2004. pp. 6-11.

- Cardoso, A.S.M; *Caracterização mecânica e microestrutural dos aços SAE 4340 e 300M após soldagem a laser e tratamento superficial de nitretação a plasma.* Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo, Dissertação de Mestrado, 2011.

- Castro, S. J. F. de, Cavalcante, A. M. de S., *Panorama e a Fabricação do Mercado Siderúrgico*, Faculdade Novo Milênio, Vila Velha – ES, 2006.

- Cerri, A. C. S., Santos, D., *Estudo preliminar sobre a influência do tempo de permanência na temperatura de transformação bainítica sobre a resistência à tração de aços multifásicos aplicados na indústria automobilística*, Guaratinguetá, 2004.

- Colpaert, H., *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, 3ª ed, São Paulo, Edgard Blücher, 1974.

- Chiaverini, V, *Aços e ferros fundidos*, 7ed, São Paulo: Associação Brasileira de materiais, 2008.

- Correard, G.C.C., Miranda, G.P., Lima, M.S.F., *Development of laser beam welding of Advanced high-strength steels*, Original article published at Springerlink, Int J Adv manuf Technol, London, August 2015.

- Doedge, E., Kulp, S., Sunderkötter, C., *Properties and application of TRIP – steel in sheet metal forming*, Materials Technology, p. 303-308, 2002

- Edmonds, D.V., *Bainitic Structures*, p. 662-667, 1967.

- Elisei, C.C.A; *Caracterização mecânica e microestrutural de um aço de baixo carbono*, Tese (Doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2008.

- Fatih Hayat, *Resistance Spot Weldability of Dissimilar Materials: BH180-AISI304L Steels and BH180-IF7123 Steels*, Metallurgy & Materials Engineering Department, Engineering Faculty, Karabuk University, Karabuk 78050, Turkey, 2010.

- Farabi, N., Chen, D.L., Zhou, Y, *Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints,* Journal of Alloys and Compounds 509, p. 982–989, 2011.

- Ferrer, M., H., *Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb*, 238 p., 2003, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola Politécnica – USP.

- FKA (Forschungsgesellschaft Kraftfahrwesen mbH Aachen), *Mass Reduction Potencial*, Aschen, Alemenha, 2007.

- Girault, E., Jacques, P., Harlet, P., Mols, K., Humbeeck, J. V., Aernoudt, E., Delannay, F., *Metallographic Methods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP – Assisted Steels,* Materials Characterization 40, p. 111-118, 1998

- Guimarães, J.R.C., Papaleo, R. *Aços Bifásicos: Características Mecânicas – Metalúrgicas e Aplicações Potenciais.* Metalurgia – ABM, v. 37, n 288, p 617, nov 1981.

- Guo, W., Crowther, D., Francis, J.A., Thompson, A., Li, Li., *Process-parameter interactions in ultra-narrow gap laser welding of high strength steels,* Original article published at Springerlink, Int J Adv manuf Technol, London, September 2015.

- Habraken, L. J., Economopoulos, M., *Bainitic Microstructures in Low-Carbon Alloy Steels and Their Mechanical Properties*, p. 69-108, 1967

- Honeycombe, R. W. K., Bhadeshia, H. K. D. H., *Metallurgical and Materials Science Steels- Microestruture and Properties***,** The Bainitic Reaction, p.115-139, 1995

- Hulka, K., *Modern Multi-Phase Steels for the Automotive Industry,* Materials Science, p. 101-110, 2003

- Jacques, P., Cornet, X., Harlet, P., Ladrière, J., Delannay, F.:*Enhancement of the Mechanical Properties of a Low – Carbon, Low – Silicon Steel by Formation of a Multiphased Microstructure Containing Retained Austenite,* Metallurgical and Materials Transactions, v 29 A, p. 2383-2393, 1998

- Jacques, P., Cornet, X., Harlet, P., Ladrière, J., Delannay, F.: *On the Influence of Interactions between phases on the Mechanical Stability of Retained Austenite in Transformation – Induced – Plasticity Multiphase Steels,*Metallurgical and Materials Transactions, v 32 A, p.2759 - 2767, 2001

- Jeong, W. C., Matlock, D. K., Krauss, G., *Effects on tensile – testing temperature on deformation and transformation behaviour of retained austenite in a 0,14 C – 1,12 Si – 1,5 Mn steel with ferrite – bainite – austenite structure,* Materials Science and Engineering, p. 9-18, 1993

- Jeong, W. C., Matlock, D. K., Krauss, G., *Observation of deformation and transformation behavior of retained austenite in a 0,14 C – 1,2 Si – 1,5 Mn steel with ferrite – bainite – austenite structure,* Materials Science and Engineering, p. 1-8, 1993.

- Kishida, K., *High strength steel sheets for light weight vehicle*. Nippon Steel Technical Report, n.81, p. 12-16, janeiro de 2000.

- Kim, S. J., Lee, C. G., Choi, I., Lee, S., *Effects of Heat Treatment and Alloying Elements on the Microstructures and Mechanical Properties of 0,15 Wt Pct C Transformation – Induced Plasticity – Aided Cold Rolled Steel Sheets,* Metallurgical and Materials Transactions, v 32 A, p. 505-514, 2001

- Krumenauer, F. Z., *Engenharia Simultânea e Projeto Orientado para Manufaturabilidade e Montagem de Portas Automotivas*, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Dissertação de Mestrado, 2007.

- Kruijver, S., Zhao, L., Sietsma, J., Offerman, E., Dijk, N. V., Margulies, L., Lauridsen, S. G., Poulsen, H., Zwaag, S. V. D., *In Situ Observations on the Austenite Stability in TRIP-steel During Tensile Testing*, Materials Technology, p. 236-241, 2002

- Lee, W. S., Su, T. T.: *Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high – strength alloy steel under quenched and tempered conditions,* Journal of Materials Processing Technology, p.198-206, 1997

- Lima, L.I.L; Silva, G.M.; Chilque, R.A.; Schvartzman, M.M.A.M.; Bracarense, A.Q.; Quinan, M.A.D.; "Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços ASTM A-508 e AISI 316L", Artigos Técnicos Scielo Brasil, Soldagem & Inspeção, vol.15 no.2, São Paulo, 2010.

- Obenchain, W.A., Schaik, M.V., Peterson, Pete, *Reducing Automobile Emissions and Saving Energy – ULSAB Advanced Vehicles Concepts – Green Engineering Case Study* – American Iron and Steel Institute, 2002.

- Pereira, M., S., *Caracterização Microestrutural e Mecânica de um aço Multifásico, em Consonância com o Projeto Ulsab – AVC*, 138 p., 2004, Tese (Livre – Docência, Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

- Pickering, F. B., *The Structure and Properties of Bainite in Steels*, p. 109-132, 1967

- Publicação Usiminas, *Parceria entre Sistema Usiminas e Fiat faz do Punto um dos carros mais seguros do Brasil*, Publicação especial do sistema Usiminas, n°09, ano II, setembro de 2007.

- Romoli, L., Rashed, C.A.A., *The influence of laser welding configuration on the properties of dissimilar stainless steel welds*, Original article published at Springerlink, Int J Adv manuf Technol, London, May 2015.

- Sakuma, Y., Matlock, D. K., Krauss, G: *Intercritically Annealed and Isothermally Transformed o,15 Pct C Steels Containing 1,2 Pct Si – 1,5 Pct Mn and 4 Pct Ni: Part I. Transformation, Microstructure, and Room – Temperature Mechanical Properties*, Metallurgical Transactions, v 23A, p.1221-1232, 1992

- Silva, A. L. C., Mei, P. R., *Aços e Ligas Especiais*, 2ª ed, São Paulo, 1988.

- Siqueira, R.H.M.; *Caracterização mecânica e microestrutural de juntas de alumínio 6013 T4 soldados a laser*. Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Dissertação de Mestrado, 2012.

- Souza, G.A; *Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica/ martensítica) via microscopia óptica*, – Dissertação (mestrado) Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2008.

- Streicher, A. M., Speer, J. G., Mtlock, D. K., *Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steel*, Materials Technology, p. 287-293, 2002.

- Ticona, J. M., *Avaliação de impacto econômico decorrente do processo de certificação de produtos: um instrumento metrológico de competitividade industrial*, Ponticífia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Dissertação de Mestrado, 2003.

- Tomita, Y., Okawa, T.: *Effect of microstructure on mechanical properties of isothermally bainite – transformed 300 M steel,* Materials Science and Engineering, p.145-151, 1993.

- Tzeng, Y.F., Chen R.C.: *Effects of operating parameters on the static properties of pulsed laser welding zinc-coated*, INT J ADV M, 19(9), pp. 641-647, 2001.

- Yang, J., Li, Y., Zhang, H., Guo, W., Weckman., Zhou, N., *Dissimilar laser welding/brazing of 5754 aluminium alloy to DP 980 steel: mechanichal properties and interfacial microstructure*, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Metallurgicall and Materials Transactions, volume 46A, November 2015.

- Zhang, J., Khan, A., Ojo, O.A., Zhou, N., Chen, D., *Analysis of microestructural changes in the heat-affected zone and fuzion zone of a fiber welded DP980 steel*, The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, Metallurgicall and Materials Transactions, volume 46B, August 2015.