

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE LORENA

BRUNO CASSIO BERTOCO VERSUTO

**Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência
em aços ARBL**

Lorena

2010

BRUNO CASSIO BERTOCO VERSUTO

**Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência
em aços ARBL**

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de Lorena da Universidade de São Paulo para a obtenção do título de Mestre em Ciências do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais, na área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos.

Orientador: Prof. Dr. Carlos Antonio Reis Pereira Baptista

Lorena

2010

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha Catalográfica

Elaborada pela Biblioteca Especializada em Engenharia de Materiais
USP/EEL

Versuto, Bruno Cássio Bertoco

Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência em aços ARBL / Bruno Cássio Bertoco Versuto ; Orientador Carlos Antonio Reis Pereira Baptista.- - Lorena, 2010. 89f.: il.

Dissertação (Mestre em Ciências – Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais. Área de Concentração: Materiais Metálicos, Cerâmicos e Poliméricos) – Escola de Engenharia de Lorena - Universidade de São Paulo.

1. Aços ARBL 2. Soldagem por resistência 3. Tenacidade à fratura 4. Soldagem por centelhamento 5. Aços microligados I. Título.

CDU 669.018

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Carlos Antonio dos Reis Pereira Baptista, pela sua paciência, compreensão e apoio sem o qual este trabalho não seria realidade.

Aos Engs. Henrique Varella Ribeiro e Andréia de Souza Martins Cardoso, bem como à M.Sc. Denise Ferreira Laurito pelo auxílio prestado na preparação das amostras para as análises metalográficas.

Aos alunos de graduação Fernanda Pagliari de Oliveira (EEL/USP) e Douglas Henrique da Silva Costa (FEG/UNESP) pela contribuição nos ensaios de CTOD.

À Dra. Midori Yoshikawa Pitanga Costa, da FEG/UNESP, pela permissão de uso do microdurômetro.

Ao Grupo IOCHPE-MAXION, em especial ao apoio dos Engenheiros Carlos Eduardo Lopes e Marcelo Yumoto Graziani da unidade “IOCHPE-MAXION – Rodas e Chassis” de Cruzeiro-SP.

Ao Departamento de Engenharia de Materiais da EEL/USP e seus docentes e Técnicos (em especial ao Técnico Francisco Paiva).

Aos meus pais, Sebastião A. Versuto e Alice G. Bertoco Versuto, e a minha Mulher, Marines Pellinzon Versuto

RESUMO

VERSUTO, B. C. B. **Caracterização de uniões soldadas pelo processo de solda por resistência em aços ARBL.** 2010. 89 f. Dissertação (Mestrado em Ciências) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

Os aços ARBL tem cada vez mais destaque na produção de auto-peças. Os atrativos são elevados limites de escoamento e resistência, resistência química, boa soldabilidade e estampabilidade. Estes atrativos fazem dos aços ARBL itens importantes no desenvolvimento de novos produtos, projetos de redução de custo e melhoria de processos. As inovações tecnológicas e a exigência de produtos cada vez mais robustos em sua aplicação têm levado a indústria a buscar em outros tipos de materiais as propriedades que possam satisfazer as especificações de projetos. O objetivo deste trabalho é entender a microestrutura e o comportamento mecânico da região soldada de dois aços ARBL e compara-los ao aço SAE1010AA visando a produção de aro para rodas de caminhão e ônibus. O processo de soldagem utilizado é conhecido como soldagem por resistência, onde a união das extremidades do *blank* é feita por aquecimento através de uma diferença de potencial sem adição de material. Os aços ARBL utilizados são o RD480 produzido pela CSN e o S275JR produzido pela CST. As uniões soldadas são caracterizadas por meio de ensaios de tração, tração com entalhe, impacto e avaliação da tenacidade à fratura através de medidas de CTOD. Os resultados obtidos nos ensaios mecânicos e as análises de microestrutura mostraram que os aços ARBL estudados possuem características mecânicas que os tornam ótimas opções na substituição do aço SAE1010AA na produção de aros para rodas sem câmara. Este trabalho teve o apoio da IOCHPE MAXION, divisão de rodas e chassis.

Palavras-chave: Aços ARBL. Soldagem por resistência. Tenacidade à fratura. Soldagem por centelhamento. Aços microligados.

ABSTRACT

VERSUTO, B. C. B. **Microstructural and mechanical characterization of flash-welded joints in HSLA steels.** 2010. 89 p. Dissertation (Master of Science) – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, 2010.

The HSLA steels have been increasingly highlighted in the production of automotive parts. Their attractive features are high yield and ultimate strengths, chemical resistance, weldability and formability. These features make the HSLA steels an important item in the development of new products, design for cost reduction and process improvement. The technological innovations and product requirements have led the industries to seek for new materials with properties that could meet the design specifications. The objective of this work is to understand the microstructure and the mechanical behavior of the weld zone of two types of HSLA steels and compare with the current steel (SAE1010AA) used in the manufacture of rim wheels for truck and bus. The welding process used in this study is known as Flash weld, which is commonly used in the manufacture of wheel rims. The chosen HSLA steels are the RD480 (From CSN Inc.) and S275JR (From CST Inc.). The welded joints are characterized by means of notched and unnotched tensile tests, impact tests and fracture toughness evaluation through CTOD measurements. The results obtained in mechanical testing and analysis showed that the studied HSLA steels have mechanical properties that make them great options in replacing steel SAE1010AA in the production of wheel rims to tubeless. This work was supported by IOCHPE-MAXION, division of wheels and chassis.

Keywords: HSLA steels. Resistance welding. Fracture toughness. Flash welding. Microalloyed steels.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Componentes de uma roda sem câmara para caminhões e ônibus.....	18
Figura 2. Microestrutura do metal de solda não alterado, mostrando diferentes constituintes microestruturais (MODENESI, 2004).....	30
Figura 3. Uma das máquinas de soldagem por centelhamento existentes na IOCHPE-MAXION.....	33
Figura 4. Sequência esquemática da soldagem por centelhamento (MACHADO, 1996).	35
Figura 5. Fluxo de material durante o encalque (YCHIYAM, 2007)	37
Figura 6. Possíveis formas de carregamento de uma trinca (SCHNEIDER, 2001).....	39
Figura 7. Zona plástica e campo de tensões ao longo da linha da trinca.....	41
Figura 8. Diagrama esquemático da deformação residual para: a) Material relativamente frágil b) Material relativamente dútil (JANSSEN, 2006).....	44
Figura 9. Contorno arbitrário em torno da ponta de uma trinca.....	46
Figura 10. Corpo-de-prova para CTOD com apoio em três pontos (ANDERSON, 2005).	48
Figura 11: Relação entre a abertura da boca da trinca e a carga aplicada (ANDERSON, 2005).....	49
Figura 12. Soldadora HESS WO 4158.....	51
Figura 13. Blank calandrado e soldado pelo processo de Soldagem por Centelhamento (Solda por Resistência).....	52
Figura 14. Esquema de corte da chapa para retirada de amostras.....	52
Figura 15. Representação da seção transversal da solda e da região de leitura da microdureza.....	53
Figura 16. Máquina de Ensaio MTS 810.23M.....	54
Fugura 17. a) Ensaio de tração; b) Ensaio de tração com entalhe.....	54
Figura 18. Blank soldado através do processo de soldagem por centelhamento.....	55
Figura 19. Corpo-de-Prova de tração a) Com o cordão de solda no centro do CDP. b) Com o cordão de solda deslocado do centro do CDP, posicionado a 4mm do centro do raio	56
Figura 20. CDP para ensaio de tração com entalhe.....	57
Figura 21. CDP para ensaio de impacto.....	58
Figura 22. CDP de CTOD e novos suportes para acoplamento do clip gage.....	59
Figura 23. Entalhe feito nos CDPs de CTOD.....	60

Figura 24. Montagem do CDP com o <i>clip gage</i> utilizada no ensaio de CTOD.....	62
Figura 25. Fratura dos CDPs após imersão no nitrogênio líquido para obtenção da fratura frágil.....	62
Figura 26. Fotomicrografia da região da Solda do aço SAE 1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	63
Figura 27. Fotomicrografia da região da Solda-ZTA do aço SAE 1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	64
Figura 28. Fotomicrografia da região da ZTA do aço SAE 1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	64
Figura 29. Fotomicrografia da região do Metal Base do aço SAE1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	65
Figura 30. Fotomicrografia da região da Solda do aço S275JR. Ampliação de 200x. Ataque químico: Nital 3%.....	66
Figura 31. Fotomicrografia da região de transição SOLDA/ZTA do aço S275JR. Ampliação de 200x. Ataque químico: Nital 3%.....	66
Figura 32. Fotomicrografia da região de ZTA próximo ao cordão de solda do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	67
Figura 33. Fotomicrografia da região de ZTA do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	67
Figura 34. Fotomicrografia da região de ZTA próxima ao Metal Base do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	68
Figura 35. Fotomicrografia do Metal Base do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	68
Figura 36. Fotomicrografia da região da Solda do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	69
Figura 37. Fotomicrografia da região da Solda-ZTA do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	70
Figura 38. Fotomicrografia da região da ZTA-Metal Base do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	70
Figura 39. Fotomicrografia da região do Metal Base do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.....	71

Figura 40. Valores de microdureza vickers medidos do centro do cordão de solda em direção ao metal base.....	72
Figura 41. Valores de microdureza vickers medidos do centro do cordão de solda em direção ao metal base do aço SAE 1010AA.....	73
Figura 42. Limites de escoamento (a) e limites de resistência (b) medidos em ensaios de tração.....	75
Figura 43. Média de LE e LR dos aços SAE1010AA, S275JR e RD 480.....	76
Figura 44. Curva típica de tensão x deformação sem patamar de escoamento para os aços RD480, S275JR e SAE 1010AA.....	77
Figura 45. Curva típica de tensão x deformação com patamar de escoamento para os aços RD480, S275JR e SAE 1010AA.....	78
Figura 46. Limites de escoamento e resistência para os CDPs ensaiados.....	78
Figura 47. Média e desvio padrão de LE e LR dos aços RD480, S275JR e SAE 1010AA.....	79
Figura 48. Resultados dos ensaios CHARPY a temperatura de 23,4°C.....	81
Figura 49. Resultados dos ensaios CHARPY a temperatura de -25,0°C.....	81

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Comparação de aço de baixo carbono com vários tipos de aços de alta resistência (CHIAVERINI, 2005).....	26
Tabela 2 – Propriedade de aços SAE tipo-padrão acalmados ao alumínio em comparação com aços do mesmo teor de carbono microligados com vanádio e nitrogênio(CHIAVERINI, 2005).....	26
Tabela 3 - Constituintes da Zona Fundida observados ao microscópio ótico, segundo o sistema do IIW (MODENESI, 2004).....	31
Tabela 4. Composição química dos aços empregados neste trabalho.....	50
Tabela 5. Configuração dos CDPs utilizados no ensaio de tração.....	56
Tabela 6. Distribuição do CDPs do ensaio de tração com entalhe.....	57
Tabela 7. Distribuição dos CDPs para ensaio de impacto CHARPY para cada temperatura de ensaio.....	58
Tabela 8. Análise dos CDPs esaiados sob tração.....	77
Tabela 9. Valores da maior tensão atingida durante o ensaio de tração com entalhe	80
Tabela 10. Razão entre tensão máxima atingida durante o ensaio de tração com entalhe e o LR.....	80
Tabela 11, Resultados dos testes de impacto CHARPY.....	82
Tabela 12. Valores de CTOD calculados.....	83

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS	17
2 REVISÃO DA LITERATURA	20
2.1 PRODUÇÃO DE RODAS SEM CAMARA	20
2.2 AÇOS MICROLIGADOS	21
2.3 AÇOS MICROLIGADOS NA INDÚSTRIA DE AUTO PEÇAS	23
2.3.1 Aços Ferrítico-Perlíticos	23
2.3.2 Aços Bifásicos	24
2.3.3 Aço TRIP	24
2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS QUÍMICOS NOS AÇOS	27
2.5 SOLDAGEM DOS AÇOS MICROLIGADOS	29
2.5.1 Microestrutura da Zona Fundida (ZF)	29
2.5.2 Influência da Composição Química na Região da Solda	31
2.6 SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA	32
2.6.1 Soldagem Topo por Centelhamento – Flash Welding – (FW)	33
2.6.2 Máquina de Soldagem	35
2.6.3 Defeitos Durante a Soldagem	36
2.7 MECÂNICA DA FRATURA	38
2.7.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFEL)	38
2.7.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	42
2.7.3 A integral J	44
2.7.4 CTOD	46
3 MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1 MATERIAIS	50
3.2 MÉTODOS	50
3.2.1 Obtenção da Solda	50
3.2.2 Caracterização Microestrutural	52
3.2.3 Análise de Microdureza Vickers	53
3.2.4 Ensaio de Tração e Tração com Entalhe	54
3.2.5 Ensaio de Impacto – CHARPY	57
3.2.6 Ensaio de CTOD	58
4 RESULTADOS	63
4.1 FOTOMICROGRAFIAS DO AÇO SAE1010AA	63

4.2 FOTOMICROGRAFIAS DO AÇO S275JR	65
4.3 FOTOMICROGRAFIAS DO AÇO RD480	69
4.4 RESULTADOS DA MICRODUREZA VICKERS	71
4.5 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS	73
4.6 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY	80
4.7 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CTOD	82
5 CONCLUSÃO	84
REFERÊNCIAS	85

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVAS

A constante busca pela melhoria da qualidade e o aumento da competitividade advindo da globalização fazem com que as empresas proponham inovações que possam contribuir para o sucesso de seus produtos e serviços. Na indústria de auto-peças não é diferente, as inovações são importantes e auxiliam na redução de custo, aumento da qualidade e ampliação do número de clientes.

A matéria-prima é responsável por grande parte do custo de um produto. No caso deste trabalho, o produto em questão são rodas sem câmara feitas em aço para caminhões e ônibus. O aço utilizado na produção do aro destas rodas é o SAE 1010AA. O objetivo deste trabalho é o estudo do comportamento mecânico do cordão de solda obtido por meio do processo de soldagem por resistência durante a manufatura do aro visando a possibilidade da substituição do aço SAE 1010AA por aços de alta resistência e baixa liga (ARBL).

A motivação para esta substituição é a necessidade da redução do peso das rodas, pois o menor peso do produto é uma necessidade de inovação exigida pelo cliente e também uma ferramenta para a redução de custo do produto através do menor consumo de aço no processo de manufatura. Rodas sem câmara (vêr Figura 1) são constituídas por dois componentes: o disco e o aro. Com a utilização de um aço ARBL para a manufatura do aro, espera-se atingir uma redução de cerca de 10% no peso do aro, o que para uma roda 22,5x8,25 (caminhão) pode representar cerca de 3 kg de aço por peça produzida.

Os aços utilizados neste trabalho foram selecionados com base na norma NBR-8267 que trata dos aços indicados para produção de rodas para caminhões e ônibus e também com base no conhecimento do processo de manufatura e das especificações do produto (roda). A

prospecção foi feita nas opções de produtos existentes no mercado nacional visando possível fornecimento para a produção em escala industrial de rodas. Os aços têm como principais características baixo carbono equivalente, o que confere uma boa soldabilidade, limites de escoamento superiores a 210MPa (limite apresentado hoje pelo SAE 1010AA) e boa conformabilidade. Atendendo às especificações, dois aços foram escolhidos para o desenvolvimento desta dissertação, o aço S275JR (CST) e o RD480 (CSN). Todos os ensaios e análises deste estudo são comparados com os resultados encontrados para o aço utilizado atualmente na produção dos aros, o SAE 1010AA.



Figura 1. Componentes de uma roda sem câmara para caminhões e ônibus

Para a obtenção dos cordões de solda foi empregada a linha de manufatura de aros para rodas sem câmara da IOCHPE-MAXION, divisão de rodas e chassis, em Cruzeiro/SP. Após serem enrolados por uma calandra, os blanks de aço foram soldados através do processo de soldagem por resistência em uma soldadora automática.

O processo de soldagem por resistência é um processo no qual a junta é soldada através da ação mútua de uma corrente elétrica e da aplicação de uma pressão, causando assim um aquecimento na região da junta. Uma fusão do material é provocada de forma

localizada, permitindo a soldagem da junta formada pelas pontas da chapa (ASM HANDBOOK, 1990).

O processo de soldagem por resistência é empregado na produção de aros de aço para rodas devido à sua alta produtividade e baixo custo de operação. No entanto, como todo processo de soldagem, sua qualidade é influenciada por variáveis que dependem de fatores dimensionais, de forma, metalúrgicos e físico-químicos, sendo assim necessário conhecer os possíveis efeitos destas variáveis em cada aço utilizado, visando o seu comportamento no desempenho do produto final.

Para que seja possível a utilização de aços ARBL na fabricação de aros, é necessário que as características microestruturais e mecânicas do cordão de solda sejam favoráveis ao processo de laminação evitando trincas durante o processamento. O objetivo do presente trabalho é avaliar a microestrutura e propriedades mecânicas da região soldada de dois aços ARBL com características adequadas à produção de aros para rodas de caminhões e ônibus, comparando-se os resultados com aqueles obtidos para o aço SAE 1010AA atualmente empregado na indústria.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 PRODUÇÃO DE RODAS SEM CAMARA

A processo de manufatura de rodas sem camara em aço para caminhões e ônibus é constituído de tres etapas básicas. Estas etapas são manufatura do aro (laminação), manufatura do disco (repuxamento e estampagem) e montagem do disco no aro.

A laminação do aro é iniciada com o corte das chapas em blanks para que sejam então calandrados. Logo após a serem calandrados, o blank é soldado através do processo de soldagem por resistência (Flash Butt Weld) para que possa seguir para a laminação. Nesta etapa o blank é submetido a uma sequência de laminação a qual confere ao blank o perfil necessário ao aro da roda, sendo finalizado em processo de calibração do diâmetro interno de montagem do disco.

A etapa de produção do disco também começa com o corte do blank sendo em seguida repuxado (a frio) em uma máquina com um mandril que contém o negativo do perfil projetado para o disco. Em seguida, são estampados os furos central, de fixação e ventilação para que então o processo seja finalizado através da usinagem da altura final do disco.

A montagem do disco é a etapa final de manufatura, é iniciada com o posicionamento do disco no aro com a ajuda de uma prensa. Após o posionamento do disco, o conjunto é soldado (MIG/MAG) e em seguida a roda é pintada primeiramente com E-Coat e finalizada com a pitura do Top-Coat.

2.2 AÇOS MICROLIGADOS

O aço é uma liga de natureza complexa e sua definição não é simples, visto que os aços comerciais não são simplesmente ligas binárias e podem, em função de adições de elementos de liga aliados ou não a processamentos termomecânicos e/ou térmicos adequados, assumir formas diferentes, tais como os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que ainda podem conter alto ou baixo teor de carbono, os multifásicos e os aços com ultra-baixo teor de carbono livres de intersticiais (*Interstitial-Free Steels* ou *IF*). De fato, apesar dos seus principais elementos de liga serem o ferro e o carbono, eles contêm sempre outros elementos secundários. Nestas condições, pode-se definir o aço como sendo uma liga de Ferro-Carbono, contendo geralmente de 0,008% até aproximadamente 2,11% de carbono, além de certos elementos secundários, como silício, manganês, fósforo e enxofre, presentes devido aos processos de fabricação, sendo que na indústria são chamados de elementos residuais (ELISEI, 2008). A tendência moderna no sentido de se utilizar estruturas cada vez maiores tem levado os engenheiros, projetistas e construtores a considerar o emprego de aços mais resistentes, para evitar que essas estruturas se tornem mais pesadas (CHIAVERINI, 2005). Uma alternativa para redução de peso de estruturas e componentes de aço tem sido o emprego de aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), pois são materiais de boa conformabilidade e soldabilidade e possuem boa resistência mecânica e química (ASM HANDBOOK, 1993). Aços microligados são desenvolvidos a partir de aços de baixo carbono, com pequenas adições de elementos de liga formadores de carbonetos. Estes elementos possibilitam um melhor controle microestrutural e conseqüentemente ganhos em termos das propriedades mecânicas, sem aumento significativo no custo. Geralmente a adição destes elementos de liga não ultrapassam 0,1%. (GLADMAN, 1997). Além da adição desses

elementos, o processo de produção inclui a laminação controlada, resfriamento controlado e controle de inclusões (OLEA, 2002).

Elementos microligantes são adicionados principalmente no controle do tamanho do grão austenítico no reaquecimento, no retardo da recristalização da austenita e para promover o endurecimento por precipitação. Elementos como Nb e Ti facilitam o refino de grão através da precipitação e do ancoramento por soluto na austenita e contribuem para o aumento da resistência por meio de precipitação na ferrita durante e após a transformação da austenita em ferrita (ELISEI et al., 2006). Os aços ARBL apresentam pequenas quantidades de elementos de liga para atingirem limites de escoamento superiores a 275MPa. Além disso, os baixos teores de carbono contido nestes aços fazem com que sua soldabilidade seja comparada à dos aços de médio carbono. Estes aços não são considerados aços ligados, apesar de suas propriedades serem resultado de pequenas adições de elementos de liga. Em vez disso, os aços ARBL são classificados em 6 principais categorias (ASM HANDBOOK, 1993), descritas a seguir:

Aços resistentes à corrosão atmosférica, que contêm pequenas quantidades de elementos de liga, tais como, cobre e fósforo para aumento da resistência à corrosão atmosférica e reforço por solução-sólida.

Aços ferríticos-perlíticos microligados, que contêm pequenas quantidades (em geral, inferior a 0,10%) de adições de elementos de liga formadores de carbonetos e carbonitretos tais como nióbio, vanádio e ou titânio para aumentar a resistência por precipitação, refino de grão, e possível transformação por temperatura controlada.

Aços perlíticos no estado laminado, que incluem os aços carbono-manganês, mas que também podem ter pequenas adições de outros elementos de liga para melhorar a resistência, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade.

Aços de ferrita acicular, com baixo teor de carbono (<0,08%) com uma excelente combinação entre alto limite de escoamento, tenacidade, soldabilidade e conformabilidade.

Aço Dual-Phase ou bifásicos, que possuem microestrutura de martensita dispersa em matriz ferrítica que confere uma boa combinação entre ductilidade e alta resistência à tração.

Aços com resistência a trincas induzidas por hidrogênio, possuem baixo teor de carbono, baixo teor de enxofre, controle do formato de inclusões, segregação limitada de manganês, além do teor de cobre acima de 0,26%.

De forma geral, pode-se dizer que aços ARBL são desenvolvidos a partir de aços de baixo carbono, com pequenas adições de elementos de liga. No que tange à viabilidade de sua aplicação no setor produtivo, os aços ARBL são de fácil produção por deformação a frio ou a quente e podem ser trabalhados por deformação, dobramento, corte e solda (ELISEI, 2008).

2.3 AÇOS MICROLIGADOS NA INDÚSTRIA DE AUTO PEÇAS

No setor de auto peças, alguns tipos de aços microligados têm se destacado. Suas aplicações se estendem sobre os mais variados tipos de peças e estruturas, tais como: longarinas, travessas, rodas, barras de direção e portas entre outros.

2.3.1 Aços ferrítico-perlíticos

O primeiro microconstituente que mostrou apresentar efeitos significativos sobre as propriedades dos aços foi a perlita, mesmo estando em pequena quantidade. O aumento da quantidade de perlita possibilita um aumento de resistência mecânica e, principalmente, de dureza do material. No entanto, para estruturas em que seja necessária a utilização de processos de soldagem, a quantidade de perlita necessária para aumentos mais significativos

de resistência pode acarretar a diminuição de tenacidade e dificuldades de utilização do material (GUIMARÃES, 1997).

Através da adição de elementos de liga como Nb e V combinado com técnicas de laminação controlada foi possível obter aços com estruturas ferrítico-perlíticas com grãos refinados e baixo teor de carbono, promovendo ganho de resistência mecânica, tenacidade e boa soldabilidade.

2.3.2 Aços Bifásicos

Como principais características, os aços bifásicos apresentam boa conformabilidade, alta taxa de encruamento inicial, limite de resistência elevado (similar ao dos aços de alta resistência baixa liga ferrítico-perlíticos) e ausência de patamar de escoamento. Todas essas características são bastante apreciadas para aplicação em componentes, tais como rodas, discos e longarinas (CINDRA FONSECA, 2007). Considerados aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), os aços bifásicos apresentam microestrutura constituída por 80% a 90% de ferrita poligonal, e 10 a 20% de “ilhas” de martensita dispersas na matriz ferrítica, obtidas durante a austenização na zona intercrítica (campo de estabilidade de ferrita e austenita no diagrama de equilíbrio Fe-C), seguida de resfriamento rápido para transformação da austenita previamente formada em martensita. Da predominância na microestrutura destas fases advém o termo bifásico; contudo pequenas quantidades de outras fases ou microconstituintes (como bainita, austenita retida e perlita) podem estar presentes (CINDRA FONSECA, 2007).

2.3.3 Aços TRIP

Os aços de Plasticidade Induzida por Transformação (TRIP) e de baixa liga têm suas propriedades mecânicas definidas a partir da transformação martensítica induzida por

deformação da austenita. A microestrutura destes aços é constituída principalmente por ferrita pró-eutetóide, bainita e austenita retida (FERRER, 2007).

O emprego de aços ARBL está sendo difundido em peças estruturais de veículos leves e pesados tais como chassis, travessas e colunas. Em rodas, o emprego destes aços é mais comum para automóveis de passeio. No entanto, o emprego destes materiais em rodas para caminhões e ônibus tem aumentado e conseqüentemente são necessários estudos de viabilidade técnica e econômica nesta aplicação, de forma que as informações levantadas possam servir para o dimensionamento estrutural do produto e desenvolvimento de processos.

Os aços selecionados para este trabalho podem ser enquadrados como aços de matriz ferrítica com características químicas e físicas dentro da categoria de *aços ferrítico-perlíticos microligados*.

As Tabelas 1 e 2 mostram uma comparação da composição química e propriedades mecânicas de aços tipo-padrão SAE acalmados ao alumínio (aços com pequenas adições de alumínio para remoção de oxigênio presente no material) com aços ARBL, aços C-Mn e aços de baixo carbono que sofreram tratamentos térmicos.

Tabela 1 – Comparação de aço de baixo carbono com vários tipos de aços de alta resistência (CHIAVERINI, 2005).

Tipo de aço	Composição química, % (a)				Propriedades mecânicas		
	C	Mn	Si	Outros	Limite de Escoamento MPa	Limite de Resistência MPa	Alongamento em 50 mm %
Aço baixo C	0,29	0,6/1,35	0,15/0,40	(b)	170-250	310-415	25-30
Aço C-Mn laminado a quente	0,40	1,0/1,65	0,15/0,40	250-400	415-690	15-20
Aço alta resistência e b. teor em ligas	0,08	1,3(max.)	0,15/0,40	0,02Nb ou 0,05V	275-450	415-550	18-24
Aço-C tratado termicamente Normalizado	0,36	0,9max.	0,15/0,40	200	415	24
Temp. Rev.	0,20	1,5max.	0,15/0,30	0,0005 B min.	550-690	660-760	18
Aço de baixo teor em liga tratado termic.	0,21	0,45/0,70	0,2/0,35	0,45/0,65 Mo 0,001-0,005 B	620-690	720-800	17-18

(a) Composições típicas incluem 0,04 P max. e 0,05 S max.

(b) No normalizado, se o cobre for especificado, o mínimo é 0,20%

Tabela 2 – Propriedade de aços SAE tipo-padrão acalmados ao alumínio em comparação com aços do mesmo teor de carbono microligados com vanádio e nitrogênio(CHIAVERINI, 2005).

Propriedades	1046, padrão laminado a quente	1046, padrão temperado e revenido	1046, microligado no estado laminado a quente
Limite de escoamento, MPa	360	470	495
Limite de resist. à tração, MPa	640	750	760
Alongamento, %	23	25	19
Estricção, %	38	56	40
Limite de Fadiga, MPa	380	365
Resistência ao choque Charpy, J			
a 25°C	43	84
a 95°C	7	26
Dureza			
Rockwell B	85	95	94
Brinell	163	212	207

Os teores de vanádio e nitrogênio são inferiores a 0,25%

2.4 INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS QUÍMICOS NOS AÇOS

Além do carbono, aços ARBL podem apresentar os seguintes elementos de liga: Mn, Si, Cu, P, Cr, Ni, Mo, Nb, Al, V, e Ti. A seguir são apresentados alguns efeitos causados pelos principais elementos microligantes de aços ARBL:

Manganês: é o principal elemento de reforço em aços de alta resistência quando presente em quantidades superiores a 1%. Seu principal efeito é o de formador de solução sólida na ferrita. O Mn também pode provocar uma redução na temperatura de austenitização, além de favorecer o aumento de resistência por precipitação em aços-V e aços-Nb (ASM HANDBOOK, 1993).

Silício: Aumenta a resistência mecânica e a resistência à oxidação em temperaturas elevadas (CHIAVERINI, 2005). O Si tem significativo efeito no aumento do limite de escoamento por meio da formação de solução sólida e é largamente utilizado em aços ARBL destinados a estruturas rebitadas ou parafusadas. Pode ser usado em quantidades até 0,30% em aços soldáveis. Teores mais altos de Si podem provocar redução da tenacidade e soldabilidade do aço (ASM HANDBOOK, 1993).

Cobre: Seu principal efeito é melhorar a resistência à corrosão atmosférica do aço. Um teor de Cu de 0,25% em peso é suficiente para aumentar a resistência à corrosão atmosférica em duas vezes em relação ao aço-C sem cobre e tal efeito é mais acentuado pelo aumento simultâneo de fósforo (CHIAVERINI, 2005).

Fósforo: é um agente efetivo no aumento de resistência por formação de solução sólida na ferrita. Também favorece o aumento da resistência à corrosão atmosférica, mas causa uma redução na ductilidade. Quantidades abaixo de 0,05% podem causar o fenômeno de fragilização através de segregação nos contornos de grão primários de austenita (ASM HANDBOOK, 1993).

Cromo: em teores baixos aumenta a resistência, o limite de escoamento, a tenacidade e resistência ao choque do aço (CHIAVERINI, 2005). O Cr também é frequentemente adicionado com o Cu para se aumentar a resistência à corrosão atmosférica. Exposto à atmosfera, um aço com composição contendo 0,12%P, 0,85%Cr e 0,40%Cu desenvolve um recobrimento óxido aderente, o qual é característico em *aços com resistência a corrosão atmosférica* (ASM HANDBOOK, 1993).

Molibdênio: além de aumentar a resistência mecânica, reduz a suscetibilidade à *fragilidade de revenido*, além de melhorar as propriedades em temperaturas mais elevadas (CHIAVERINI, 2005).

Nióbio: pequenos teores elevam o limite de escoamento do aço e, em menor proporção, o limite de resistência à tração. Com 0,02% de nióbio, esse incremento do limite de escoamento pode ser da ordem de 70 a 105 MPa (CHIAVERINI, 2005). Sua principal influência está no refino de grão, através da estabilidade do carboneto de nióbio na austenita, este forma precipitados estáveis que retardam o crescimento do grão austenítico (ASM HANDBOOK, 1993).

Alumínio: largamente utilizado para a desoxidação dos aços, além de ser um bom refinador de grãos (CHIAVERINI, 2005).

Vanádio: aumenta a resistência dos aços considerados, porque atua em dois sentidos, fortalece a ferrita por endurecimento por precipitação e refina a sua granulação. O endurecimento mencionado deve-se à precipitação de carboneto e nitreto de vanádio na ferrita. (CHIAVERINI, 2005)

Titânio:, é o único entre os elementos de liga comuns que promove o aumento da resistência por precipitação e o controle de forma dos sulfetos. Quantidades abaixo de 0,025% são usadas para o controle do grão austenítico (ASM HANDBOOK, 1993)

2.5 SOLDAGEM DOS AÇOS MICROLIGADOS

2.5.1 Microestrutura da zona fundida (ZF)

Para os aços ARBL, a poça de fusão solidifica-se inicialmente como ferrita, podendo sofrer uma reação peritética com a formação de austenita. Durante o resfriamento, a ferrita remanescente transforma-se em austenita. Esta, em função das elevadas temperaturas, sofre um grande crescimento de grão, tendendo a apresentar uma estrutura de grãos colunares e grosseiros, similar à estrutura original de fusão da ZF. Em temperaturas mais baixas, inferiores a 900°C, a austenita se decompõe, resultando em diferentes produtos ou constituintes (MODENESI, 2004).

Há cerca de 20 anos, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseado na sua observação com o microscópio ótico, que se tornou o mais aceito atualmente. Segundo este sistema, os constituintes mais comuns da zona fundida podem ser classificados como (MODENESI, 2004):

- ferrita de contorno de grão – PF(G)
- ferrita poligonal intragranular – PF(I)
- ferrita com segunda fase alinhada - FS(A)
- ferrita com segunda fase não alinhada – FS(NA)
- ferrita acicular – FA.
- Agregado ferrita-carboneto - FC
- Martensita – M

A Figura 2 mostra a microestrutura do metal de solda segundo a classificação do IIW, e a Tabela 3 descreve as características dos constituintes da microestrutura.

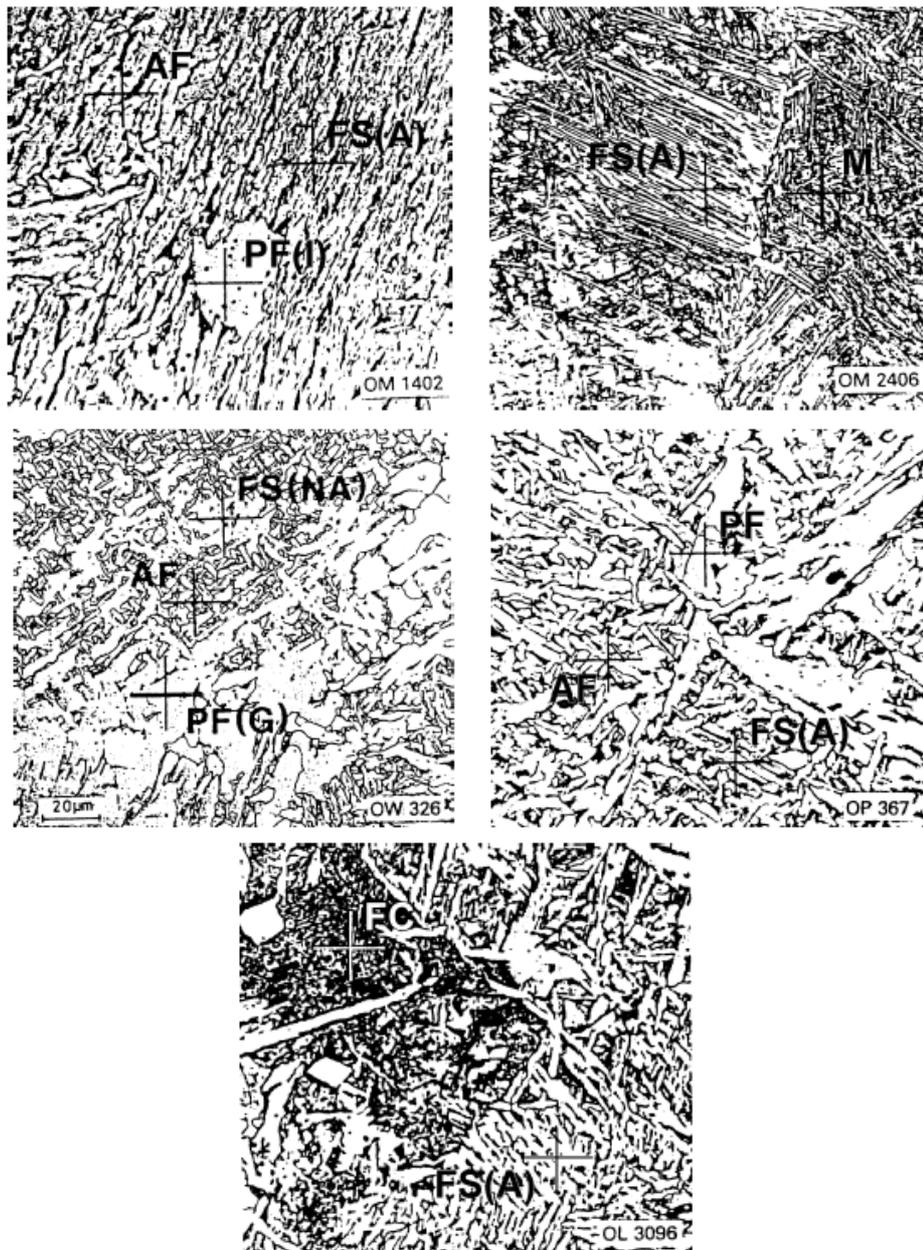


Figura 2. Microestrutura do metal de solda não alterado, mostrando diferentes constituintes microestruturais (MODENESI, 2004).

Tabela 3 - Constituintes da Zona Fundida observados ao microscópio ótico, segundo o sistema do IIW (MODENESI, 2004).

Constituinte	Código	Descrição
- Ferrita Primária		
- Ferrita de Contorno de Grão	PF(G)	Veios de grãos poligonais associados com os contornos austeníticos prévios.
- Ferrita Poligonal Intragranular	PF(I)	Grãos de ferrita usualmente poligonais, localizados dentro dos grãos austeníticos prévios e mais 3 vezes maiores do que os grãos ou lâminas adjacentes de ferrita.
- Ferrita Acicular	AF	Grãos de ferrita pequenos e não alinhados localizados no interior dos grãos austeníticos prévios. Uma região de AF comumente inclui placas isoladas de grande razão de forma (relação entre o maior e o menor eixo).
- Ferrita com Segunda Fase Alinhada	FS(A)	Duas ou mais placas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas placas, a razão de forma deve ser maior do que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser sub-classificado como placa lateral de ferrita, bainita superior ou inferior, FS(SP), FS(UB) ou FS(LB).
- Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada	FS(NA)	Ferrita envolvendo completamente ou (i) "microfases" aproximadamente equiaxiais ou distribuídas aleatoriamente ou (ii) lâminas isoladas de AF.
- Agregado Ferrita Carboneto	FC	Estruturas finas de ferrita e carboneto, incluindo ferrita com carbonetos "interfásicos" e perlita. Se o agregado é claramente identificado como perlita, ele deve ser designado como FC(P). Se o agregado for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico prévio, ele deve ser desprezado.
- Martensita	M	Colônias de martensita maiores que as lâminas adjacentes de ferrita. Se o operador estiver seguro, o constituinte pode ser classificado como martensita laminar ou maclada, M(L) ou M(T).

2.5.2 Influência da Composição Química na Região de Solda

Carbono é possivelmente o mais importante elemento em termos de sua influência na microestrutura da solda dos aços. Teores elevados deste elemento não são usualmente usados para se evitar a formação de martensita maclada. Em geral, o seu teor fica entre 0,05 e 0,15%. Nesta faixa, o carbono controla principalmente a quantidade de carbonetos formados, mas também favorece a formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão (MODENESI, 2004).

Manganês promove um refinamento da microestrutura. Um aumento de seu teor até cerca de 1,5% leva à formação de ferrita acicular em lugar de ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais de ferrita (MODENESI, 2004).

Silício é o principal desoxidante do metal de solda, sendo, neste aspecto, cerca de quatro vezes mais efetivo que o manganês. Não é muito efetivo para promover a formação de ferrita acicular, favorecendo mais estruturas de placas laterais (MODENESI, 2004).

Níquel influencia a microestrutura de forma similar, mas menos intensa do que o Mn, favorecendo o refinamento da estrutura e a formação de ferrita acicular. Em termos de propriedades mecânicas, o Ni tem um importante efeito benéfico na tenacidade da solda (MODENESI, 2004).

Molibdênio e Cromo estabilizam a ferrita e aumentam a temperabilidade fortemente. Tendem a reduzir a quantidade de ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e principalmente de bainita superior (MODENESI, 2004).

2.6 SOLDAGEM POR RESISTÊNCIA

A soldagem por Resistência agrupa vários processos em que o calor de soldagem é gerado pela resistência a um fluxo de corrente elétrica que atravessa as partes a serem unidas. Entre vários tipos de soldagens por resistência, destacamos a soldagem de topo. Na soldagem topo por resistência pura, a união é produzida em toda a área de contato das partes a serem soldadas; ambas as partes são pressionadas uma contra a outra até que o calor, gerado pela passagem da corrente, seja suficiente para fundi-las. Este processo é utilizado para unir arames, barras, chapas e tubos com até 15 mm de diâmetro (SENAI, 1997).

O tamanho da seção transversal da junta (área de contato durante a soldagem) é um aspecto muito importante na soldagem topo. Para seções transversais maiores é preciso que se

utilize a soldagem topo por centelhamento. A soldagem topo por centelhamento é utilizada em barras, tubos ou perfis, com até aproximadamente 20.000 mm² de seção transversal (SENAI, 1997). A soldagem topo por centelhamento pode ser feita em alta velocidade e é dito que se é viável para produções em massa, considerando-se a qualidade e a produtividade da zona soldada (KANG, 2000).

2.6.1 Soldagem Topo por Centelhamento - Flash Welding (FW)

No processo de soldagem FW, as peças são rigidamente fixadas por distintas matrizes, com pelo menos um conjunto móvel e ambas condutoras de eletricidade (MACHADO, 1996). A soldagem FW é um processo de soldagem por resistência no qual uma junta soldada é produzida pela ação de um centelhamento e pela aplicação de uma pressão (Figura 3). Em termos básicos, é um processo de fusão e forjamento.



Figura 3. Uma das máquinas de soldagem por centelhamento existente na IOCHPE-MAXION.

De forma simplificada o processo de soldagem por centelhamento pode ser comparado ao processo de solda topo. No entanto, no processo de solda topo, um contato uniforme entre as peças na região a ser soldada é fundamental para garantir uma união isenta de descontinuidades. Assim este processo não é adequado para união de peças com uma grande seção de contato ou com um formato complicado. Para estes casos, o processo FW tem um melhor desempenho (MODENESI, 2006).

Conforme ilustrado esquematicamente na Figura 4(a), inicialmente as faces das peças são aproximadas, de tal maneira que somente as diminutas saliências superficiais estão em contato, ou permanecem muito próximas. É então aplicada uma diferença de potencial e com a passagem de corrente elétrica, esses pontos se fundem. A seguir, essas superfícies são ligeiramente afastadas, formando-se nesse momento vários pequenos arcos elétricos, ou pontes, mostradas na Figura 4(b). O suporte móvel avança novamente e o ciclo se repete, sendo que em cada etapa há expulsão de metal das pontes de maneira quase pirotécnica, daí derivando o nome deste processo em inglês, *FLASH* (MACHADO, 1996).

O aquecimento das superfícies é realizado pela atuação conjunta dessas pontes e da resistência elétrica entre as mesmas. Quando uma parte da superfície se encontra uniformemente aquecida no estado plástico e uma fina camada está parcialmente fundida, as superfícies são pressionadas uma contra a outra, conforme ilustrado na Figura 4(c). O metal fundido é expelido e aquele que está na fase plástica se deforma fluindo para a superfície e formando um excesso em torno da junta, ou recalque (em inglês “upset”), como mostra a Figura 4(d,e) (MACHADO, 1996).

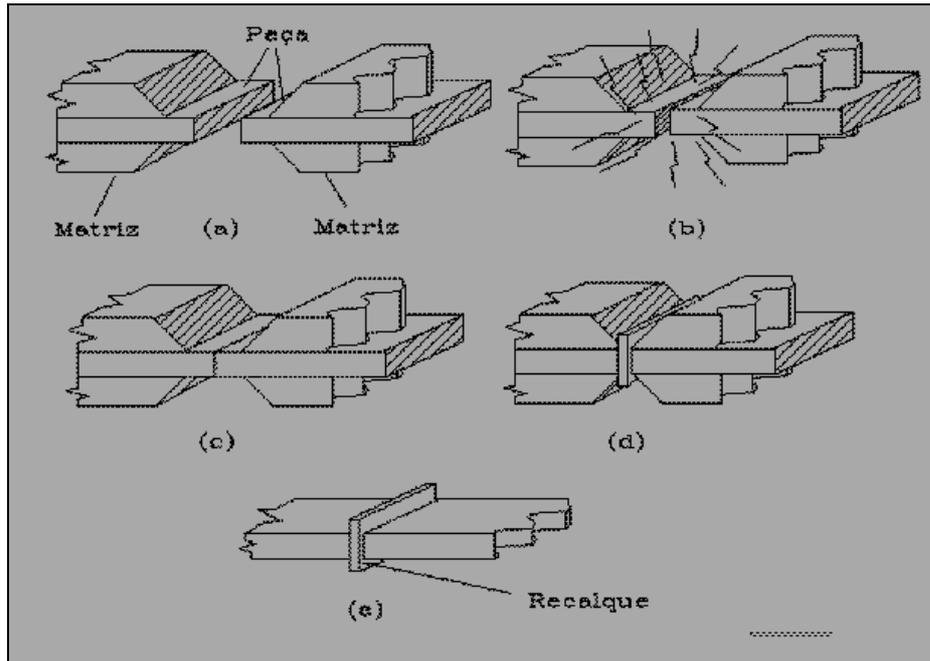


Figura 4. Sequência esquemática da soldagem por centelhamento (MACHADO, 1996).

2.6.2 Máquina de Soldagem

Uma típica máquina de soldagem por centelhamento consiste em sete principais componentes (ASM HANDBOOK, 1993).

- Uma base que possui um dispositivo de fixação isolado eletricamente e que permite a movimentação do dispositivo de fixação da peça.
- Um dispositivo de fixação da peça.
- Dois dispositivos de agarre para prender e alinhar as partes a soldar.
- Equipamentos para movimentação dos dispositivos.
- Um transformador de soldagem com regulagem.
- Controles e monitor para manipulação.
- Coletor de Gases e particulados de soldagem.

Os principais parâmetros de controle da soldagem são:

- Corrente

- Força de encalque
- Tempo de encalque
- Velocidade de encalque
- Paralelismo da junta

2.6.3 Defeitos Durante a Soldagem

A maioria das falhas em soldas são causadas pela iniciação de trincas em defeitos. Desde de que estes defeitos sejam frequentemente observados nas estruturas soldadas, é necessário que o projeto seja não apenas contra sobrecargas, mas também para evitar-se possíveis falhas a baixas tensões por fraturas frágeis (ZRILIC, 2006).

Dois tipos de trincas são gerados durante o processo de soldagem (*Flash Weld*). A trinca gerada na interface da junta e a trinca próxima à interface alinhada a direção do fluxo do metal. A trinca próxima à interfície alinhada a direção do fluxo do metal é causada por inclusões presentes no metal-base, as inclusões no metal-base são expulsas para dentro da interface e em muitos casos provocam a nucleação de defeitos e trincas na junta de solda (YSHIYAMA, 1996).

As superfícies de fratura na interface da junta apresentam inclusões contendo Al, Si, Mn, Cr eTi contidos no metal-base (YSHIYAMA, 1996).

Durante o processo de centelhamento, pequenos poros são gerados contendo material fundido e possivelmente óxidos. Se a energia utilizada no centelhamento é controlada de maneira adequada, estes óxidos podem ser expulsos com as partículas de metal projetadas na forma de centelhas. Quando a força de encalque é aplicada, a maioria das impurezas que não foram expulsas com o centelhamento são expulsas com o metal deformado plasticamente na forma de rebarba (Figura 5).

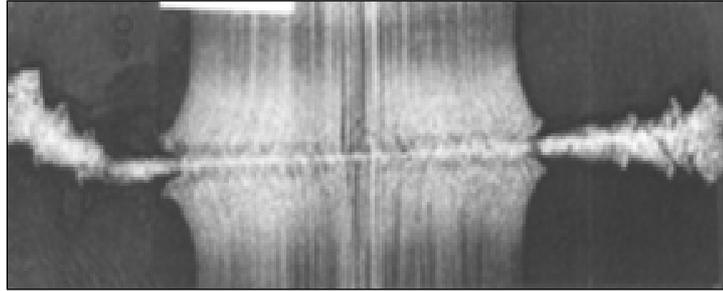


Figura 5. Fluxo de material durante o encalque (YCHIYAM, 2007).

Alguns não-metálicos que não são expelidos, usualmente podem se alojar na linha de fusão (Cordão de Solda), causando assim algumas descontinuidades. A maioria das falhas estáticas e de fadiga que ocorrem na solda por centelhamento são originadas em descontinuidades. Estas descontinuidades normalmente têm pouca influência na resistência mecânica, mas podem reduzir de forma sensível a vida em fadiga. Excesso de energia durante a soldagem e baixa força de encalque ou velocidade de encalque são as maiores causas de inclusões. Uma das principais descontinuidades no cordão de solda é a presença de poros. A porosidade, ou seja, a ocorrência de poros no cordão de solda pode ser causada na soldagem por centelhamento pela baixa força de encalque ou velocidade de encalque inadequada. A energia excessiva (altas correntes) pode beneficiar a formação de poros pela formação de grandes pontos de fusão durante o centelhamento (BECKER, 2002).

Fragilidade e Soldabilidade. O termo fragilidade em aços é geralmente usado para indicar os efeitos da austenita estabilizada com a adição de elementos de liga. No entanto, também é utilizado como um indicador de soldabilidade, como um guia para selecionar um material e ou processos de soldagem que promovam a fragilização e trincas na ZTA. Aços com alta dureza frequentemente contêm grandes frações volumétricas de martensita, a qual é extremamente susceptível a trincas durante o processamento. A fragilidade também é utilizada para indicar a susceptibilidade a trincas induzidas pelo hidrogênio (ASM HANDBOOK,1993).

2.7 MECÂNICA DA FRATURA

2.7.1 Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL)

A MFEL compreende a metodologia desenvolvida no âmbito da Mecânica da Integridade Estrutural, que visa ser empregada em situações onde há possibilidade de ocorrer fratura sem ser precedida de extensa deformação plástica. Esta restrição à deformação plástica pode ser decorrência das próprias propriedades do material (por exemplo: aços de altíssima resistência mecânica) ou de fatores geométricos como as dimensões da estrutura e presença de concentradores de tensão. Mesmo para aços de média resistência mecânica o estado de deformação plana pode ser alcançado se houver espessura suficiente ou se a temperatura for suficientemente baixa (STROHAECKER, 2008). Deve ser notado que a causa da transição do comportamento dos aços ferríticos de dúctil para frágil quando a temperatura diminui é uma mudança no modo metalúrgico de fratura de cisalhamento para clivagem, por uma inibição dos mecanismos de deformação plástica. Como uma consequência desse aumento da restrição à deformação plástica, e não como uma causa, temos uma passagem de escoamento em larga escala para escoamento restrito no comportamento mecânico macroscópico do material, fazendo com que o material frature logo após o limite de escoamento ser atingido.

A MFEL pode ser empregada com sucesso à medida em que a zona plástica for pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém. O sucesso da MFEL em estabelecer um tamanho de trinca crítico, desenvolvido teoricamente e comprovado na prática, fica restrito para casos em que não há deformação plástica apreciável acompanhando a fratura (STROHAECKER, 2008).

O principal parâmetro da MFEL é o Fator Intensidade de Tensão (K), proposto em 1956 por Irwin no estabelecimento das equações que governam o campo de tensões elásticas nas vizinhanças da ponta de uma trinca. A distribuição de tensão na ponta da trinca pode ser analisada de acordo com as condições de carregamentos impostos. Uma trinca contida num corpo sólido submetido a um determinado carregamento, pode estar sujeita a três modos fundamentais de carregamento na ponta da trinca, ilustrados na Figura 6 (ANDERSON, 2005; SCHNEIDER, 2001).

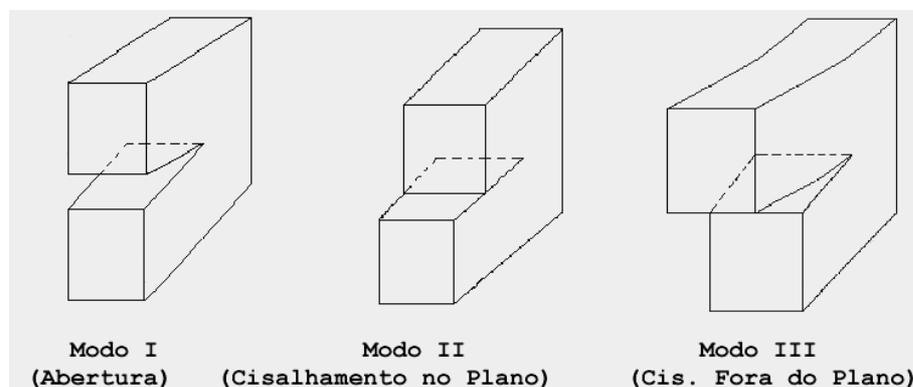


Figura 6. Possíveis formas de carregamento de uma trinca (SCHNEIDER, 2001).

O campo de tensões ao redor da ponta da trinca é dado pela equação (1) e mostrado na Figura 7, onde K é o Fator Intensidade de Tensão, o qual depende do modo de carregamento (I, II ou III) e da geometria da peça. Embora as soluções para o fator intensidade de tensão, K, sejam expressas por uma grande variedade de formas, K pode ser sempre relacionado a trinca através de um fator de correção (Y) apropriado (ANDERSON, 2005), conforme mostrado na equação (2).

$$\sigma_{ij} = \left(\frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \right) f_{ij}(\theta) \quad (1)$$

$$K_{I,II,III} = Y\sigma\sqrt{\pi a} \quad (2)$$

onde:

σ_{ij} = Tensor tensão

f_{ij} = Função adimensional de θ

Y = Constante adimensional, que depende da geometria do corpo e do modo de carregamento. a = Comprimento da trinca.

As considerações analíticas a respeito da zona plástica partem da solução do campo elástico dada pela equação (1) (Figura 7). Observa-se para trincas de modo I que esta solução apresenta a singularidade $1/\sqrt{r}$, onde r é a distância à ponta da trinca (PASTOUKHOV, 1995; JANSSEN, 2006). Na prática, o material localizado próximo à ponta da trinca é deformado plasticamente, mantendo as tensões finitas. Em face da enorme dificuldade para se obter uma descrição exata da forma e tamanho da zona plástica, os modelos mais conhecidos geralmente seguem uma dentre duas possibilidades: ou eles dão uma melhor aproximação para o tamanho, mas usando um formato pré-estabelecido, ou fornecem uma boa descrição da forma, porém com perda de rigor no cálculo do tamanho. Assim, para determinar o tamanho da zona plástica ao longo da linha da trinca é usual assumir o formato circular. O raio r_p pode ser calculado impondo-se à tensão um valor finito aliado à redistribuição de tensões a partir da assintótica elástica, de modo a satisfazer à condição de equilíbrio. A aproximação proposta por Irwin adota este caminho, enquanto o modelo de Dugdale assume que toda a deformação plástica se concentra em uma “tira” à frente da trinca (JANSSEN, 2006). Em ambos os casos, considera-se ainda que o material apresenta comportamento elástico-perfeitamente plástico, ou seja, as tensões não excedem o limite de escoamento do material (dado por σ_y).

O tamanho da zona plástica, definido pelo seu diâmetro $2r_p$, é calculado por meio da expressão geral dada pela equação (3), na qual α é uma constante adimensional que depende do estado de tensão e deformação, do coeficiente de Poisson (no caso da deformação plana) e do coeficiente de encruamento do material (HARMAIN, 1997). O modelo de Irwin determina, para tensão plana, $\alpha=1/\pi=0,318$. A zona plástica de Dugdale, um pouco maior, é definida por $\alpha=0,393$. No estado plano de deformação, a tensão efetiva de escoamento, devido à triaxialidade das tensões, é maior que a tensão limite determinada a partir de ensaios uniaxiais. Isso faz com que a zona plástica no estado plano de deformação seja menor que no estado plano de tensão. Irwin propôs para este caso uma zona plástica cerca de três vezes menor, ou seja, $\alpha\approx 1/3\pi=0,106$ (JANSSEN, 2006). A Figura 7 é um esquema desta abordagem da zona plástica mostrando ainda o campo de tensões perpendiculares ao plano da trinca, onde σ é a tensão nominal.

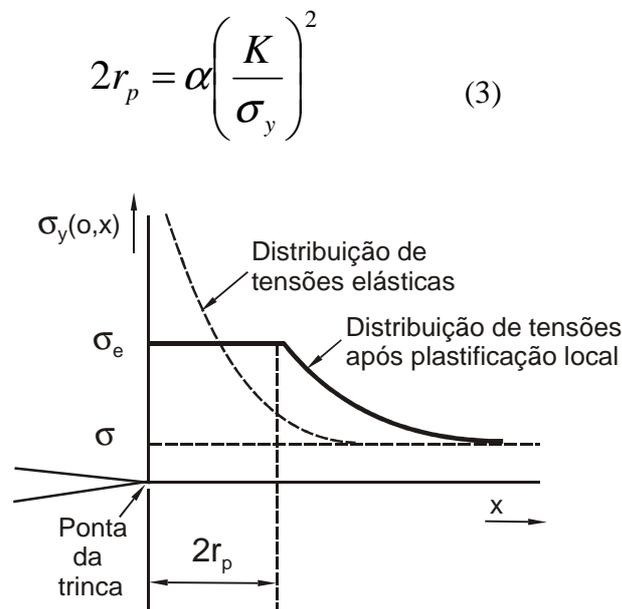


Figura 7. Zona plástica e campo de tensões ao longo da linha da trinca.

Em condições de plasticidade limitada na ponta da trinca, o parâmetro que governa a tensão de fratura pode ser estabelecido como um valor crítico do Fator Intensidade de

Tensão, dado por K_c . Este valor crítico depende, obviamente, da espessura. Em predominância do estado de deformação plana, o valor limite de K_c é denotado por K_{Ic} e denominado Tenacidade à Fratura, a qual é uma propriedade mecânica do material relacionada com sua resistência residual em presença de uma trinca. A diferença fundamental entre K_C e K_{Ic} é a seguinte: K_C depende da espessura enquanto K_{Ic} independe (MEYERS, 1982).

2.7.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

A aplicação da mecânica da fratura no regime elasto-plástico tem grande importância na engenharia, pois este regime normalmente acompanha grande parte das aplicações estruturais que envolvem materiais, tais como aços de baixa e média resistência. Na MFEP, dois parâmetros são frequentemente usados para descrever o comportamento da ponta da trinca: o CTOD e a integral J (STROHAECKER, 2008).

A MFEL foi originalmente desenvolvida para descrever o crescimento de trincas e a fratura sob condições elásticas. Nesses casos a plasticidade está confinada em uma pequena região em torno da ponta da trinca. Entretanto, estas condições são encontradas apenas para fraturas sob estado de deformação plana para metais de alta resistência e na fratura de materiais frágeis como os cerâmicos (JANSSEN, 2006). Mais tarde foi mostrado que os conceitos da MFEL poderiam ser levemente alterados no intuito de lidar com a plasticidade limitada à região da ponta da trinca. Entretanto, existem importantes classes de materiais que são muito dúteis para permitir a descrição de seu comportamento pela MFEL (a zona plástica na ponta da trinca é maior). Para estes casos outras formas de descrição devem ser aplicadas (JANSSEN, 2006).

A Figura 8(a) mostra um diagrama esquemático de deformação residual para um material relativamente frágil em termos do tamanho adimensional da trinca, $2a/W$ (W =largura da corpo-de-prova), localizada no centro de um corpo-de-prova. Exceto para trincas muito pequenas, a deformação residual é determinada pelo fator intensidade de tensão, desde que a curva K_c esteja bem abaixo da linha que representa o início de deformação plástica (consequentemente falha induzida por plasticidade) de regiões sem trinca. Nestas condições, a MFEL é aplicável para a maioria dos casos. No entanto, para trincas muito pequenas, o tamanho da zona plástica é relativamente pequeno, e os conceitos da MFEP podem ser usados (JANSSEN, 2006).

A Figura 8(b), mostra um diagrama esquemático de deformação residual para um material relativamente dútil. Claramente, a tensão de escoamento, σ_y será alcançada na seção restante bem antes que a tensão crítica $\sigma_c = k_c / \sqrt{\pi a_c}$, porque o Fator Intensidade de Tensão crítico, K_c , é mais alto para materiais dúteis. O comportamento da fratura é portanto controlado pelo escoamento generalizado e nenhum método, MFEL ou a MFEP, é aplicável. No entanto, em situações de grande retração, por exemplo trincas em seções espessas, a tensão de escoamento efetiva será aumentada para $C\sigma_c$, onde C é um fator de retração plástica. Sendo assim a curva K_c pode então prever uma tensão de falha, σ_c , da mesma magnitude que a dada pela linha de escoamento da seção restante: isto é mostrado para uma razoável faixa de $2a/W$ na Figura 8(b). Nesta situação a MFEP pode ser usada para prever o comportamento da fratura (JANSSEN, 2006).

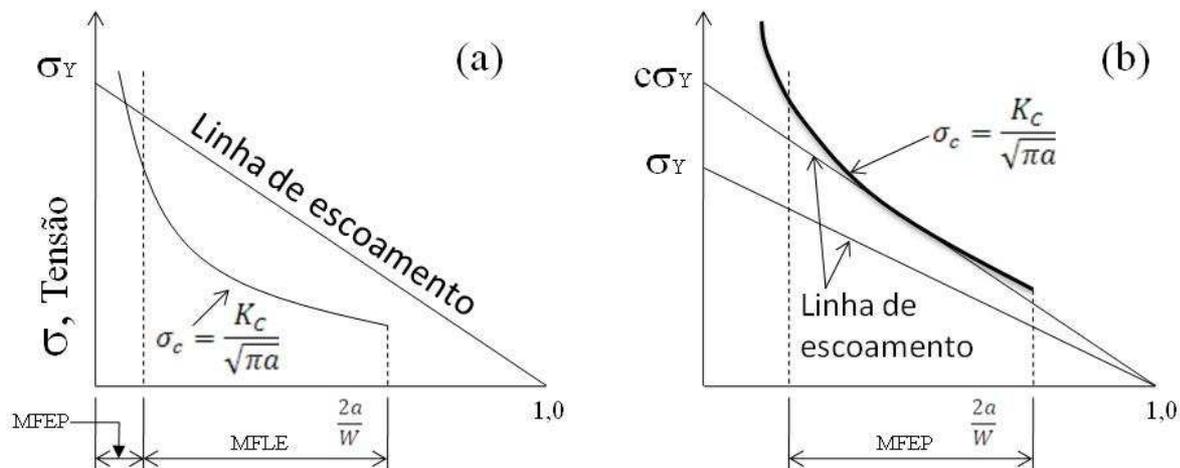


Figura 8. Diagrama esquemático da deformação residual para: a) Material relativamente frágil b) Material relativamente dútil (JANSSEN, 2006).

Sabe-se que a descrição do comportamento elasto-plástico, o qual usualmente envolve o crescimento estável da trinca, não é possível por maneiras simples. Devido à sua complexidade, os conceitos da MFEP não são tão bem desenvolvidos como na teoria linear elástica, um fato que se reflete na natureza aproximada das eventuais soluções. Inúmeros estudos detalhados têm sido feitos de critérios locais de falhas e campos elasto-plásticos de tensão na ponta da trinca, mas é improvável que resultados robustos para uso prático sejam conseguidos no curto prazo (JANSSEN, 2006). Para a avaliação da integridade mecânica de componentes e materiais estruturais, particularmente aços ferríticos, sob condições elasto-plásticas utilizam-se a integral J e o CTOD para quantificar as condições de fratura na região de um defeito ou trinca (DONATO, 2006).

2.7.3 A Integral J

A aplicação das integrais invariantes (independentes do caminho) para caracterizar o estado de tensão e deformação em um corpo com trinca foi proposta no final da década de 1960 pelos pesquisadores J. C. Rice e G. P. Cherepanov, em cujos trabalhos foi

independentemente introduzida uma integral que representa a intensidade do trabalho mecânico (liberação de energia) na ponta da trinca (PASTOUKHOV, 1995). A letra “J” utilizada para notação dessa integral origina-se do nome de James Rice. Ele mostrou que a integral de linha da energia na vizinhança da trinca pode ser usada para resolver problemas bi-dimensionais para trincas na presença de deformação plástica (DIETER, 1988). O trabalho de Rice proporcionou um impulso significativo com a aplicação da integral J ao considerar as mudanças de energia potencial envolvidas no crescimento da trinca em materiais elásticos não-lineares, o que é uma aproximação realística do comportamento plástico, desde que não ocorra descarregamento (SCHNEIDER, 2001). A fratura ocorre quando a integral J alcança seu valor crítico. Baseado em uma aproximação com a energia potencial da trinca, Rice formulou J como uma integral de linha independente, com um valor igual ao decaimento da energia potencial da trinca por unidade de comprimento em um material linear ou não-linear elástico. Este caminho independente implica que a integral J pode ser vista como uma medida da intensidade de tensão e deformação na ponta de entalhes e trincas. A integral J pode então ser encarada como um parâmetro de energia ou como um parâmetro de intensidade de tensão, comparado a K (JANSSEN, 2006). Ao se considerar um contorno arbitrário em torno da ponta de uma trinca, como mostrado na Figura 9, a integral J é expressa da seguinte forma:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (4)$$

onde:

w = Densidade de energia de deformação

T_i = Componente do vetor de tração

u_i = deslocamento na direção i

ds = incremento de comprimento ao longo do contorno Γ

A densidade de energia de deformação é dada pela equação (5):

$$w = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (5)$$

onde:

σ_{ij} e ε_{ij} são os tensores de tensão e deformação.

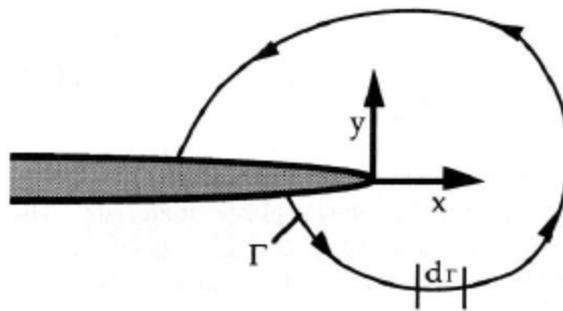


Figura 9. Contorno arbitrário em torno da ponta de uma trinca.

Rice provou através da equação (4) que o valor desta integral, avaliada em qualquer contorno fechado no interior do material, sem incorporar qualquer descontinuidade (incluindo a trinca) é igual a zero. Considerando agora um caminho aberto no interior do material, que engloba a trinca, da face inferior até a face superior como mostra a Figura 9, o resultado da avaliação dessa integral é um valor único para qualquer caminho, denominado por Rice como sendo J (SCHNEIDER, 2001).

2.7.4 CTOD

No desenvolvimento da mecânica da fratura, Wells et al. (BUENO, 2008) observaram que os valores da tenacidade à fratura, K_{IC} , obtidos para aços estruturais, eram muito altos, ou seja, tratavam-se de materiais com tenacidade extremamente elevada, em que

as tensões críticas são muito maiores do que a de escoamento. O exame das superfícies de fratura de peças de aço de alta tenacidade indicou que as faces da trinca se separaram e uma trinca inicialmente ponteaguda se arredondou por deformação plástica. Tanto o movimento das faces da trinca quanto o arredondamento da ponta foram proporcionais à tenacidade do material. Este fato levou à proposição do deslocamento de abertura da ponta da trinca (do inglês *Crack Tip Opening Displacement*, ou CTOD) como uma medida da tenacidade à fratura, para condições envolvendo alta plasticidade na ponta da trinca (RAGAB, 1999).

Assim, esta abordagem foca as deformações na região da ponta da trinca, em vez das tensões. Mesmo para os materiais mais tenazes, exibindo considerável plasticidade, podem ser definidos valores críticos do CTOD, correspondentes à iminência da fratura. No entanto, verificou-se ser difícil determinar o CTOD requerido para uma dada carga e geometria, ou ainda calcular as cargas e tamanhos críticos de trinca para um dado material a partir do CTOD (JANSSEN, 2006). Por isso, mesmo não se constituindo num parâmetro de projeto, o CTOD permanece como uma técnica simples e eficiente de avaliar o efeito de algumas variáveis, tais como a composição química, o processamento termo-mecânico e a soldagem, na tenacidade à fratura dos materiais. Segundo a proposta do método CTOD, a ruptura de um componente contendo um defeito prévio acontece a partir de um valor crítico (δ_c) da abertura da trinca. Este valor crítico pode ser tratado como uma característica da região à frente da trinca para um determinado material testado sob um dado conjunto de condições (STROHAECKER, 2008), nas quais existe um campo de deformações plásticas completamente circundado por um campo elástico, e onde não mais se aplicam as equações da MFLE. Em laboratório, a maneira mais comum de se medir o CTOD é por meio do ensaio do corpo-de-prova com trinca de aresta sujeito à carga aplicada em 3 pontos (Figura 10). A medição direta da abertura da ponta da trinca é impossível. Em vez disso, um medidor é

usado para medir o deslocamento de abertura da trinca, V_g , na superfície da peça ou próximo a ela. A equação (6) mostra a relação entre o CTOD e V_g .

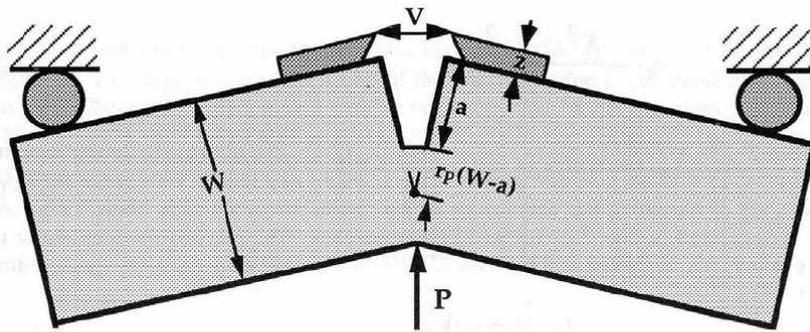


Figura 10. Corpo-de-prova para CTOD com apoio em três pontos (ANDERSON, 2005).

$$\frac{\delta}{r(W-a)} = \frac{V_g}{r(W-a)+a} \quad (6)$$

onde:

a = comprimento da trinca.

W = largura do corpo-de-prova.

r = fator de rotação adimensional, que varia de 0 a 1.

V_g = abertura da boca da trinca.

O valor V_g é composto por uma parcela devido à deformação elástica e outra ligada à deformação plástica (ANDERSON, 2005). Sendo assim o valor de CTOD é descrito pela equação (7), onde K_I é o Fator Intensidade de Tensão, σ_Y é o limite de escoamento do material, E é o módulo de Young e V_p é a parcela da abertura da trinca associada à deformação plástica. A Figura 11 mostra a relação entre a abertura da trinca (V_g) e a carga aplicada (P), obtendo-se assim V_p por meio da linha BC paralela à reta inicial OA.

$$\delta = \delta_{el} + \delta_P = \frac{K_I^2}{m\sigma_Y E} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a) + a} \quad (7)$$

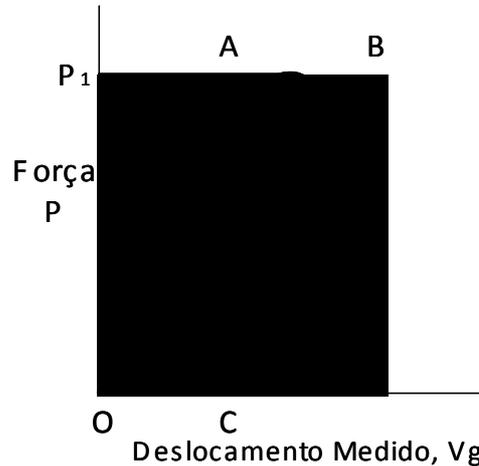


Figura 11: Relação entre a abertura da boca da trinca e a carga aplicada (ANDERSON, 2005).

O ensaio de CTOD vem sendo empregado para a avaliação da tenacidade à fratura em juntas soldadas de aços ARBL. Observou-se que esta é fortemente afetada pela microestrutura do metal de solda (BOSE FILHO, 2007). No entanto, esta dependência parece ser verificada somente no caso de soldas com baixa ductilidade. Quando os cordões de solda em aços ARBL apresentam-se dúcteis, os valores de CTOD não apresentam dependência de variações locais da microestrutura (TUMA, 2004). Verificou-se também que as medidas de CTOD em juntas soldadas de aços ARBL podem apresentar grandes diferenças para um mesmo material, dependendo do método de medição empregado (RAK, 1999). Embora tal constatação indique a necessidade de cautela ao se tomar o valor de CTOD para um dado material, não prejudica a comparação da tenacidade de materiais distintos, desde que um único método de medição seja adotado.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

Por meio de consultas a empresas produtoras de aço, comparações de propriedades mecânicas e químicas e informações de aços aplicados na indústria de rodas para automóveis e também na indústria de rodas para caminhões e ônibus dos E.U.A., dois aços foram escolhidos para serem estudados e comparados ao aço SAE 1010AA, atualmente utilizado pela *IOCHPE-MAXION – Divisão de rodas chassis* na fabricação de aros para rodas de caminhões e ônibus. Os aços selecionados para este trabalho podem ser enquadrados como aços de matriz ferrítica com características químicas e físicas dentro da categoria de *aços ferríticos-perlíticos microligados*. A Tabela 4 apresenta a composição química dos aços utilizados neste trabalho. Os aços SAE 1010AA e S275JR foram utilizados com espessura de 6,05 mm, espessura atualmente utilizada na fabricação dos aros. Para o aro RD480, a espessura utilizada foi a de 5,0 mm.

Tabela 4. Composição química dos aços empregados neste trabalho.

AÇO	COMPOSIÇÃO QUÍMICA								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Al	Nb	Ti
SAE1010	0,1130	0,4810	0,0150	0,0090	0,0072	0,0160	0,0390	-	-
S275JR	0,1850	0,9060	0,0220	0,0105	0,0054	0,0180	0,0510	-	-
RD480	0,1000	1,2160	0,0670	0,0123	0,0041	0,0130	0,0260	0,0400	0,0200

3.2 MÉTODOS

3.2.1 Obtenção da Solda

Os cordões de solda foram obtidos em uma soldadora HESS WO 4158 (Figura 12), de acordo com o processo de soldagem de *blanks* com largura de 277 mm, para manufatura de aros para rodas sem câmara utilizado na linha de produção da *IOCHPE-MAXION rodas e*

chassis. Os parâmetros utilizados na programação da soldadora foram variados de acordo com as características de cada aço adotado para este trabalho. Após a soldagem, o cordão foi rebarbado eliminando assim o excesso de material na superfície e nas pontas do cordão. Logo depois do processo de rebarbação, o cordão foi resfriado em água corrente à temperatura ambiente. Na Figura 13 observa-se uma chapa calandrada e soldada pelo processo de soldagem por resistência. Deve ser enfatizado que após a soldagem, as chapas permaneceram com um trecho reto de aproximadamente 110 mm de comprimento, no qual a região central, com aproximadamente 12 mm de largura, corresponde ao cordão de solda. Para cada material, foram obtidos quatro *blanks* soldados, a partir dos quais foram feitas as análises microestruturais e mecânicas.



Figura 12. Soldadora HESS WO 4158.

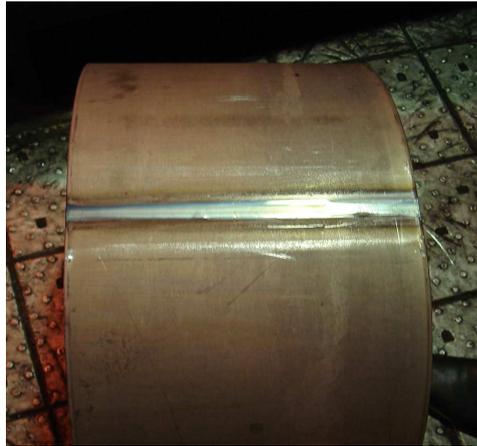


Figura 13. Blank calandrado e soldado pelo processo de Soldagem por Centelhamento.

3.2.2 Caracterização Microestrutural

Para a remoção das amostras retirou-se uma chapa (Figura 18) de cada blank soldado na região do cordão de solda. As amostras para a análise microestrutural e medidas de microdureza foram cortadas em uma serra de fita no sentido transversal das chapas removidas (Figura 14). As análises metalográficas e medidas de microdureza foram feitas na seção transversal formada por este corte permitindo acesso ao longo de toda a espessura da chapa.

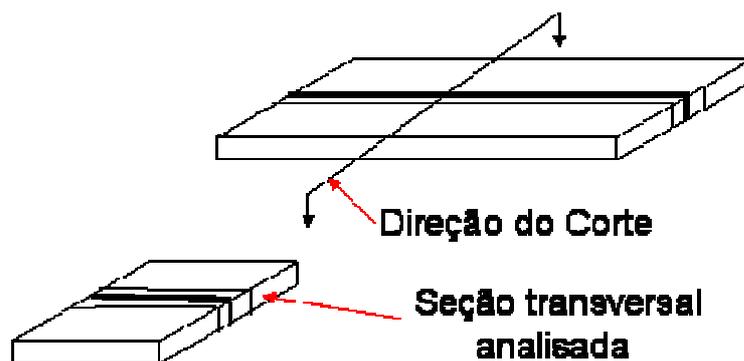


Figura 14. Esquema de corte da chapa para retirada de amostras

As amostras foram embutidas a quente em resina fenólica marrom da Arotec e foram lixadas utilizando lixas de carbeto de silício (SiC) com as seguintes granulometrias: 220, 320,

400, 600, e 800. Em seguida, as amostras foram polidas com o emprego de solução de sílica coloidal (OPS). O pano utilizado foi o OP-Chem da Struers. As amostras foram atacadas com Nital a 3% durante 5 segundos e observadas ao microscópio óptico (equipamento Leica modelo DM-IRM com câmera analógica Samsung modelo SCC 131, acoplado com um analisador de imagens Leica Qwin utilizando o *software* Qwin 2.3 Standard) pertencente ao laboratório de metalografia do Departamento de Engenharia de Materiais (LOM) da Escola de Engenharia de Lorena (EEL/USP).

3.2.3 Análise de Microdureza Vickers

Um levantamento da microdureza Vickers foi feito com o objetivo de se conhecer o comportamento desta propriedade ao longo da região da zona fundida, ZTA e metal base. A microdureza foi analisada com um microdurômetro SHIMADZU HMV-ZTE pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (FEG/UNESP). Os dados foram coletados (Figura 15) seguindo do centro do cordão de solda em direção ao metal base. As medidas foram tomadas na linha central da seção transversal da região que envolve o metal de solda, ZTA e metal base. As tomadas de valores foram feitas com uma carga de 100 gf, com tempo de indentação de 15 segundos.

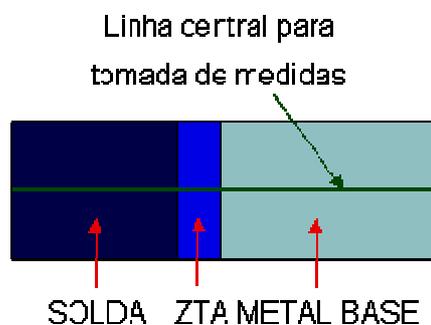


Figura 15. Representação da seção transversal da solda e da região de leitura da microdureza.

3.2.4 Ensaio de Tração e Tração com Entalhe

Os ensaios de tração e tração com entalhe foram executados no Laboratório de Ensaio Mecânicos do Departamento de Engenharia de Materiais (LOM) da Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP). Utilizou-se para os ensaios uma máquina MTS 810.23M e um extensômetro MTS 634.12F-21. A Figura 16 mostra a máquina de ensaios e as Figuras 17a e 17b mostram respectivamente a montagem dos ensaios de tração e tração com entalhe.



Figura 16. Máquina de Ensaio MTS 810.23M

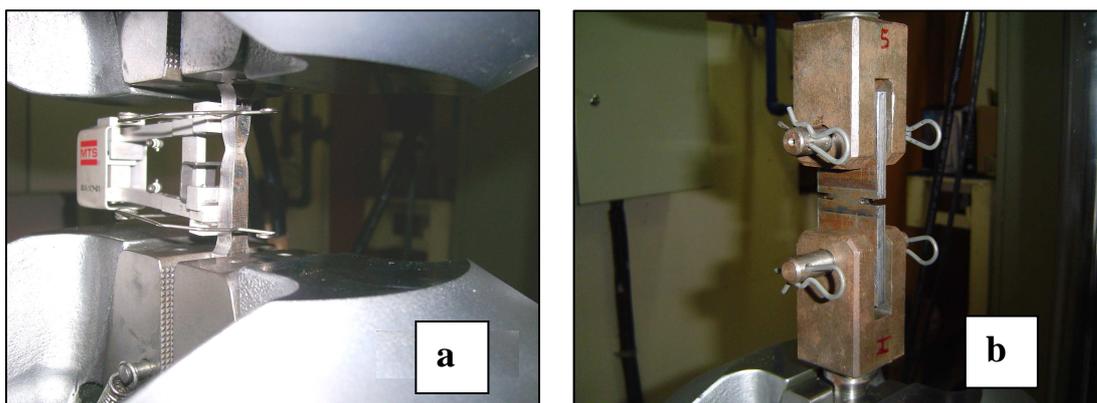


Figura 17. a) Ensaio de tração; b) Ensaio de tração com entalhe.

Para cada material, os corpos-de-prova (CDPs) para os ensaios de tração e tração com entalhe foram divididos em dois grupos, um referente à região central e outro às regiões das laterais da chapa (Figura 18), de forma a garantir a representatividade dos ensaios.

A forma e dimensões adotadas para os CDPs para o ensaio de tração são apresentadas na Figura 19 e correspondem à recomendação da ASTM E-8M para o corpo-de-prova de dimensões reduzidas, ou “subsize specimen”. Ao todo, foram fabricados 36 CDPs para os ensaios de tração, sendo 12 unidades para cada aço avaliado. Dentre os 12 CDPs para tração produzidos à partir de cada aço, foram produzidos 6 CDPs referentes a região central da chapa e outros 6 CDPs referentes a região lateral da chapa. O cordão de solda teve seu posicionamento variado de duas maneiras para o CDP de tração, cada conjunto de 6 CDPs referentes a cada aço e região da chapa, três CDPs foram produzidos com o cordão de solda no centro (Figura 19 a) e três foram produzidos com o cordão de solda deslocado relação ao centro do CDP e posicionados a 4mm do centro de raio (Figura 19b) A Tabela 05 mostra a divisão de CDPs feita para os ensaios de tração.

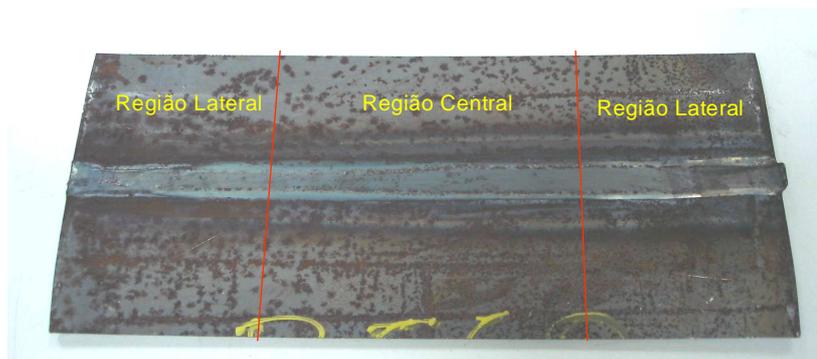


Figura 18. Blank soldado através do processo de soldagem por centelhamento.

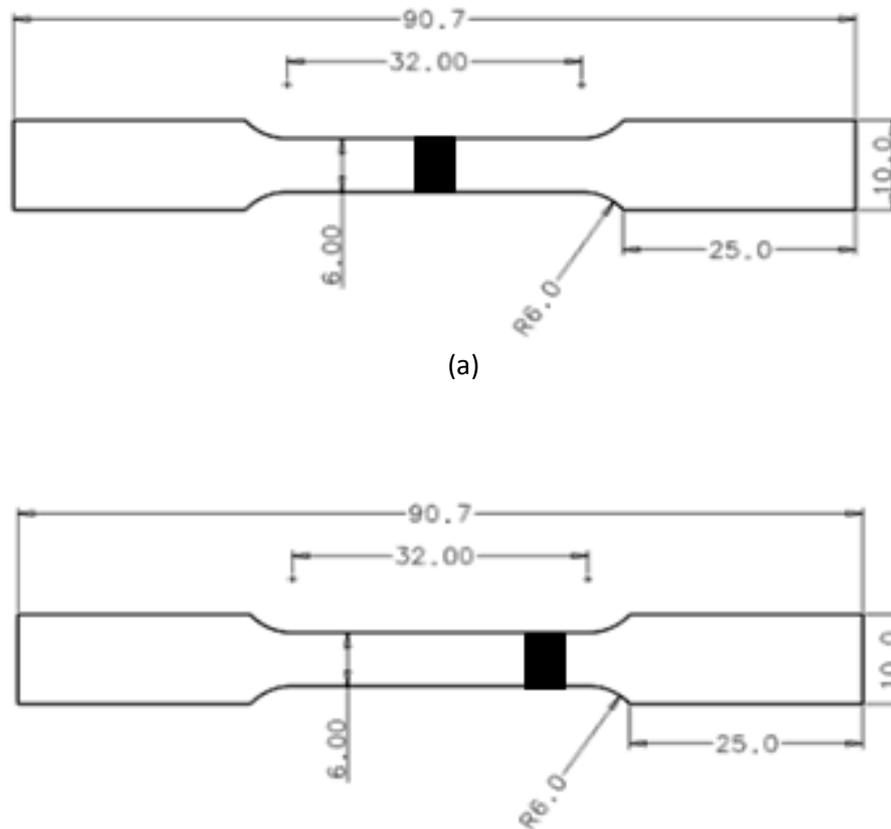


Figura 19. Corpo-de-Prova de tração. a) Com o cordão de solda no centro do CDP. b) Com o cordão de solda deslocado do centro do CDP, posicionado a 4mm do centro do raio.

Tabela 5. Configuração dos CDPs utilizados no ensaio de tração

Posição do Blank	Posição do Cordão	Aços		
		SAE1010AA	S275JR	RD480
Centro	Deslocado	3	3	3
	Central	3	3	3
Lateral	Deslocado	3	3	3
	Central	3	3	3

Para os ensaios de tração com entalhe foram confeccionados 12 CDPs de acordo com a norma ASTM E338 (Figura 20), sendo 4 CDPs para cada aço, dos quais 2 pertencentes à região central e 2 à região lateral da chapa. Os entalhes foram feitos de modo a se obter 2

CDPs com entalhe no centro do cordão e 2 CDPs com entalhe na ZTA. A distribuição dos CDPs em relação aos aços é apresentada na Tabela 6.

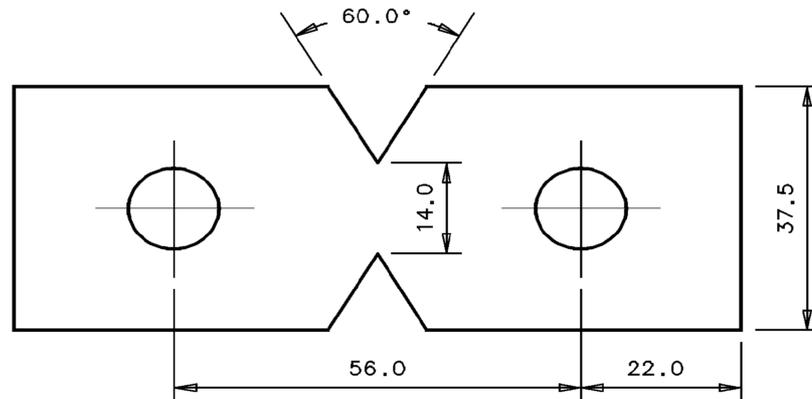


Figura 20. CDP para ensaio de tração com entalhe

Tabela 6. Distribuição do CDPs do ensaio de tração com entalhe

Posição do Blank	Posição do Entalhe	Aços		
		SAE1010AA	S275JR	RD480
Centro	Solda	1	1	1
	ZTA	1	1	1
Lateral	Solda	1	1	1
	ZTA	1	1	1

3.2.5 - Ensaio de Impacto - CHARPY

Os ensaios de impacto foram realizados no laboratório metalúrgico da *AMSTED-MAXION* em Cruzeiro – SP, em uma máquina de ensaio HECKERT 23/121. Foram produzidos 24 CDPs para cada material sendo 12 pertencentes a região central da chapa e 12 pertencentes a região lateral da chapa. Posteriormente estes CDPs foram entalhados no centro do cordão de solda e na região da ZTA gerando assim 12 CDPs para cada tipo de entalhe. Os CDPs foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E23 (Figura 21) e os ensaios

foram realizados à temperatura ambiente, aproximadamente 23,7°C, e a -25°C. A Tabela 7 mostra como foram distribuídos os CDPs.

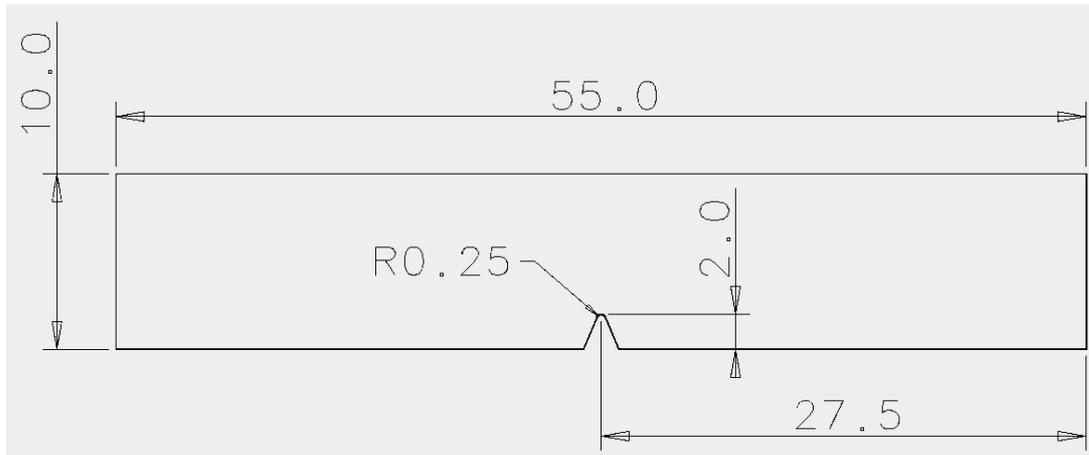


Figura 21. CDP para ensaio de impacto

Tabela 7. Distribuição dos CDPs para ensaio de impacto CHARPY para cada temperatura de ensaio

Aço	Região Central da Chapa		Região Lateral da Chapa	
	Entalhe SOLDA	Entalhe ZTA	Entalhe SOLDA	Entalhe ZTA
SAE1010AA	3	3	3	3
S275JR	3	3	3	3
RD480	3	3	3	3
Total de CDPs = 36				

3.2.6 - Ensaio de CTOD

O ensaio de CTOD foi realizado de acordo com a norma ASTM E1290-02. Os CDPs utilizados foram confeccionados no formato SE(B) (três pontos) e suas dimensões podem ser vistas na Figura 22. Após feito o entalhe com uma serra circular adequada às dimensões requeridas pela norma, a mesma ferramenta foi afiada em uma empresa especializada (KEDAAL – Retífica e Afição) para se proceder ao acabamento da ponta do entalhe. Obteve-se desta forma um entalhe afiado, como mostrado na Figura 23. Este acabamento teve

por objetivo permitir a nucleação da trinca sob esforços de fadiga de forma que ela se mantivesse o mais fiel possível ao plano da ponta do entalhe. Também foram desenhadas e produzidos novos suportes (Figura 22) para acoplamento do medidor de deslocamento (*clip gage*); estes foram necessários devido às dimensões muito reduzidas dos CDPs.

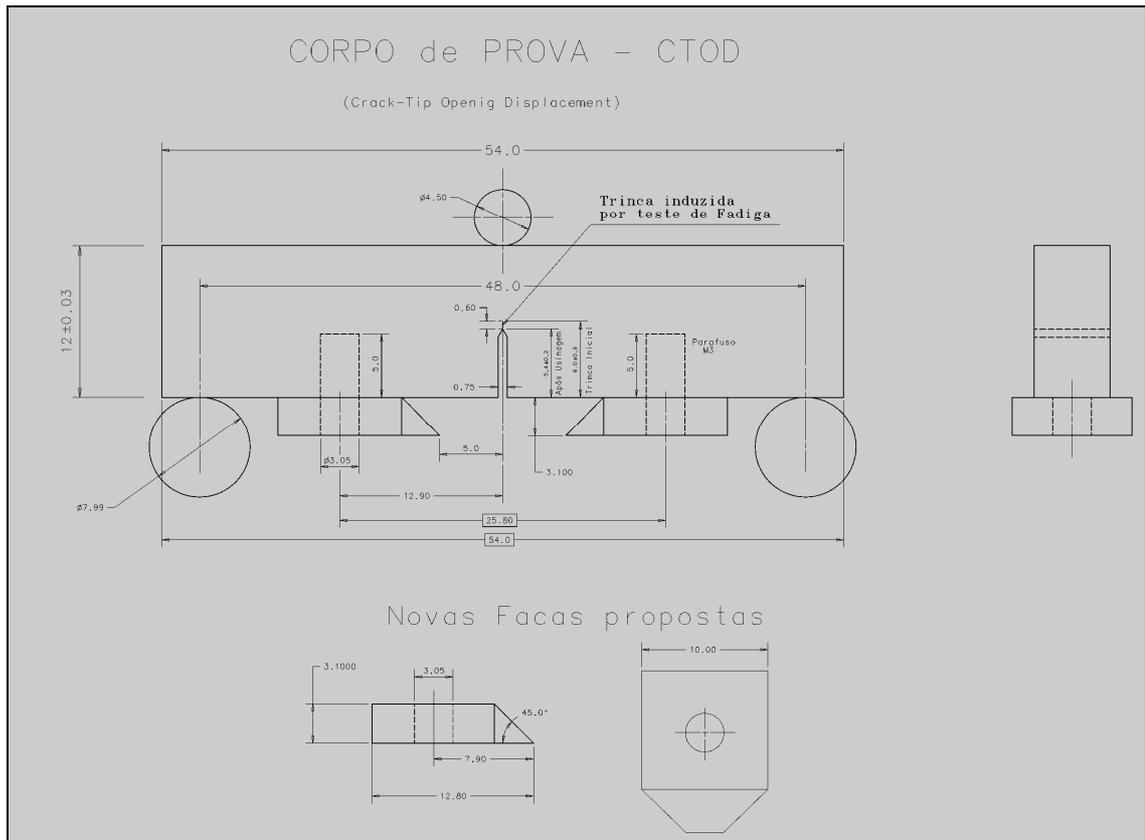


Figura 22. CDP de CTOD e novos suportes para acoplamento do clip gage.

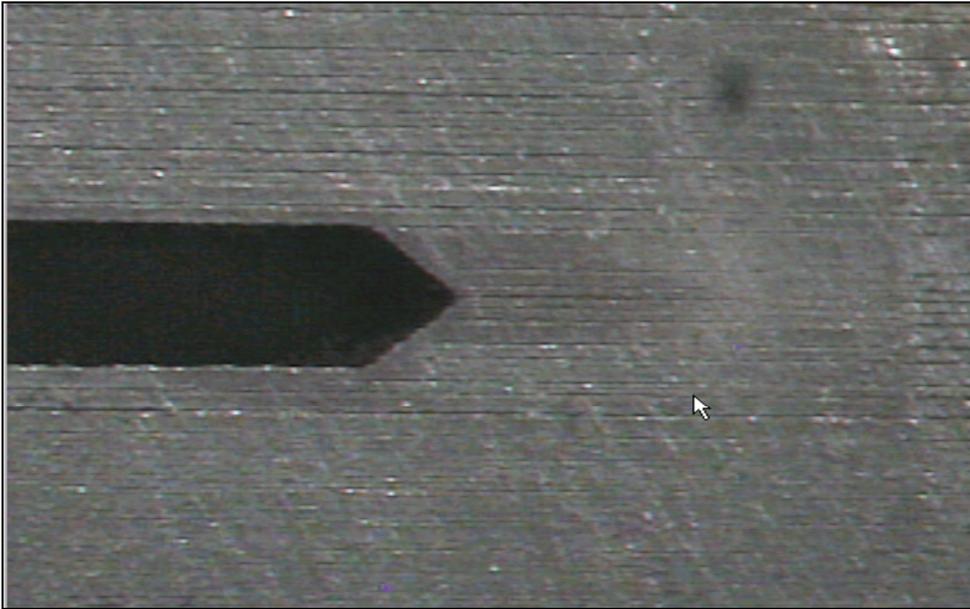


Figura 23. Entalhe feito nos CDPs de CTOD

Ao contrário dos demais ensaios, não foi feita a separação entre os CDPs obtidos da região lateral e região central das chapas; estes foram produzidos em igual número para ambas as regiões das chapas soldadas de cada um dos materiais e foram ensaiados aleatoriamente. As razões para este procedimento decorrem de não se ter observado diferença significativa nas propriedades mecânicas de tração e impacto das duas regiões, e também do fato de a validação dos resultados do ensaio de CTOD implicam na perda de alguns CDPs, devido principalmente às condições de crescimento da pré-trinca de fadiga.

Para a realização dos ensaios de CTOD, os CDPs foram pré-trincados sob carregamento cíclico com frequência de 10 Hz e razão de carga $R = 0,1$. A carga máxima P_f foi de 1200 e 1400 N. A norma ASTM E1290 recomenda que a carga máxima do ciclo de fadiga para nucleação da pré-trinca não ultrapasse o valor dado pela equação (8), onde B é a espessura do CDP, b_0 é a largura da seção restante, s é o comprimento do CDP e σ_{ef} é a tensão de escoamento efetiva, determinada pela média entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração do material. Vale ressaltar que essas propriedades referem-se (para este

trabalho) ao metal de solda, cujos valores não foram obtidos, visto que não foram ensaiados CDPs de tração contendo exclusivamente metal de solda. O que se pode afirmar é que o metal de solda, para todos os aços estudados, apresenta resistência à tração maior que o metal de base. Após alguns testes preliminares, verificou-se que com a adoção de uma carga máxima de 1200 e 1400 N foi possível viabilizar a realização da pré-trinca no intervalo de 200.000 e 300.000 ciclos. citado. O crescimento da pré-trinca de fadiga foi acompanhado visualmente durante o carregamento cíclico e finalizado após a mesma crescer entre 1,5 e 2,0 mm a partir da ponta do entalhe.

$$P_f = 0.5 \left(\frac{Bb_0^2 \sigma_{ef}}{S} \right) \quad (8)$$

Após a nucleação da pré-trinca de fadiga, o *clip gage* foi acoplado aos CDPs, os quais foram submetidos a um carregamento monotônico com velocidade de deslocamento de 0,5 mm/min, à temperatura ambiente, para obtenção da curva carga-deslocamento (ver Figura 24). Em seguida, o *clip gage* foi retirado e os CDPs foram imersos em nitrogênio líquido durante 10 min e novamente posicionados no dispositivo de flexão a 3 pontos, onde foram carregados até a ruptura frágil, conforme ilustrado na Figura 25.

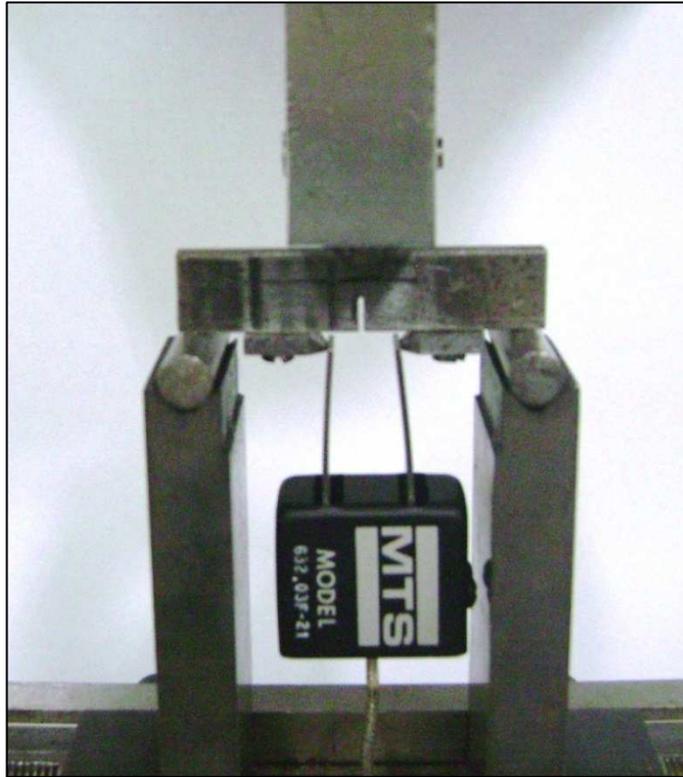


Figura 24. Montagem do CDP com o *clip gage* utilizada no ensaio de CTOD

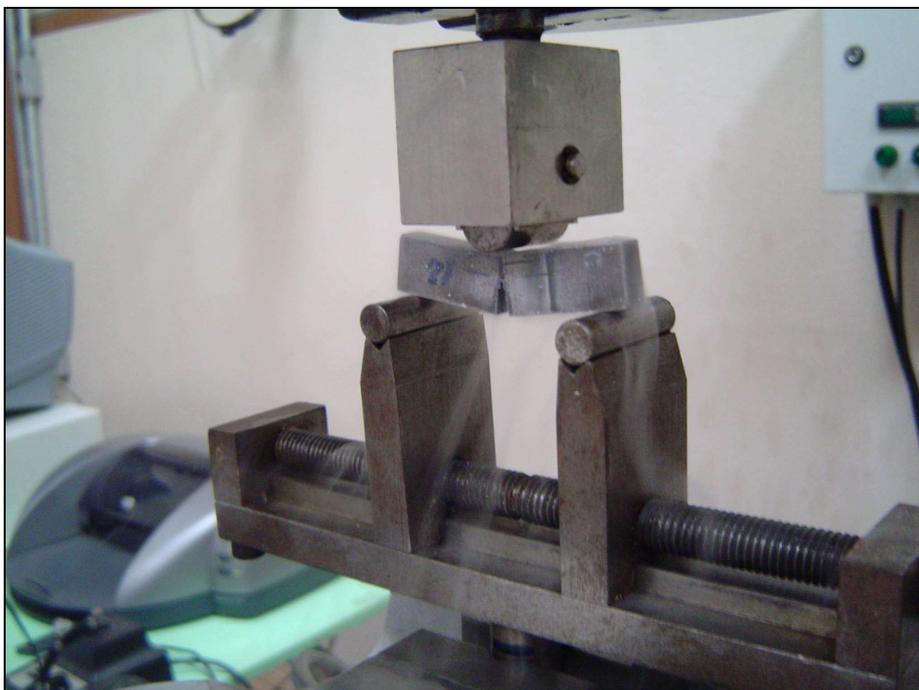


Figura 25. Fratura dos CDPs após imersão no nitrogênio líquido para obtenção da fratura frágil.

4 RESULTADOS

4.1 FOTOMICROGRAFIAS DO AÇO SAE 1010AA

Através das Figuras 26, 27, 28, 29, são apresentadas as fotomicrografias do aço SAE 1010AA, com ataque de Nital 3% durante 3 segundos e neutralizado em água. Este aço apresenta estrutura ferrítica, com a presença de perlita nos contornos de grão. Comparando-se as figuras citadas, verifica-se que a região da solda apresenta microestrutura mais fina que o metal base. Observa-se ainda que a zona termicamente afetada (ZTA) apresenta-se parcialmente refinada, conjugando a presença de grãos muito finos com grãos similares aos observados no metal base, provavelmente devido à recristalização parcial (Figuras 27 e 28).

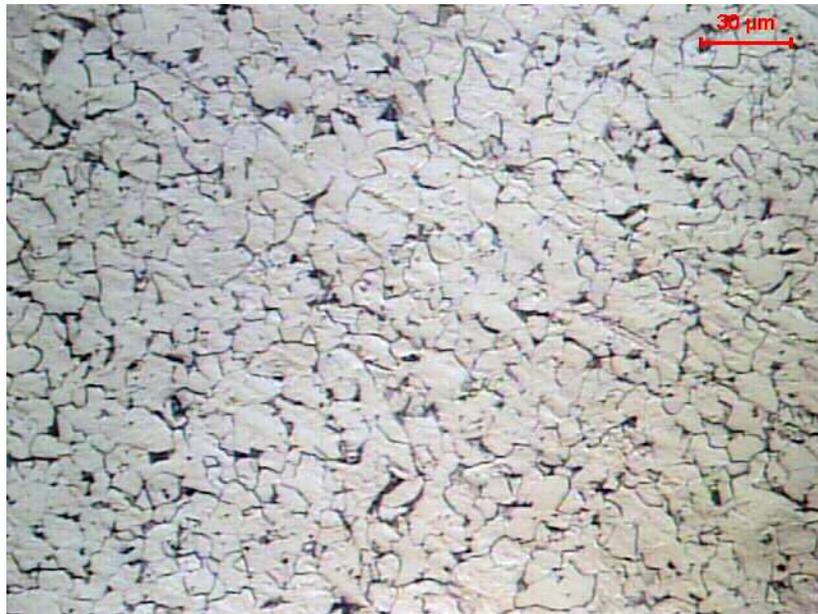


Figura 26. Fotomicrografia da região da Solda do aço SAE 1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.



Figura 27. Fotomicrografia da região da Solda-ZTA do aço SAE 1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

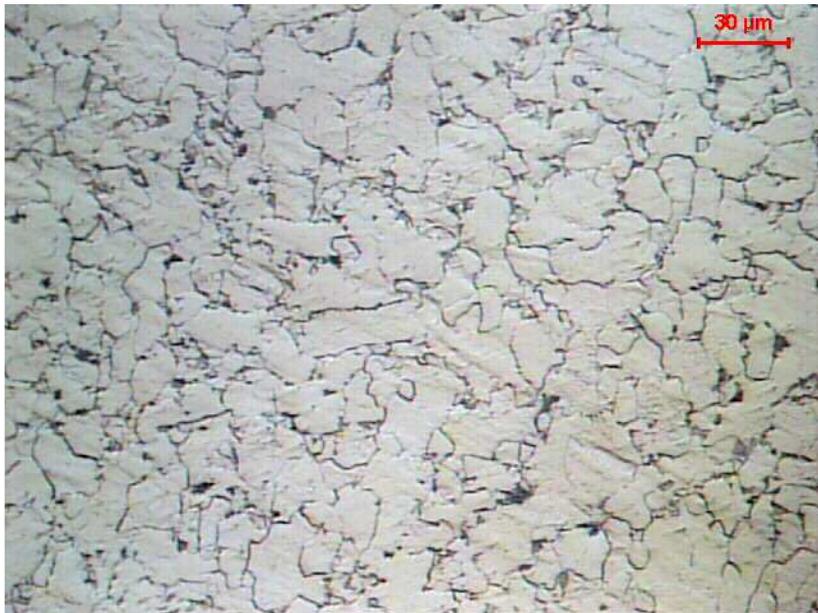


Figura 28. Fotomicrografia da região da ZTA do aço SAE 1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

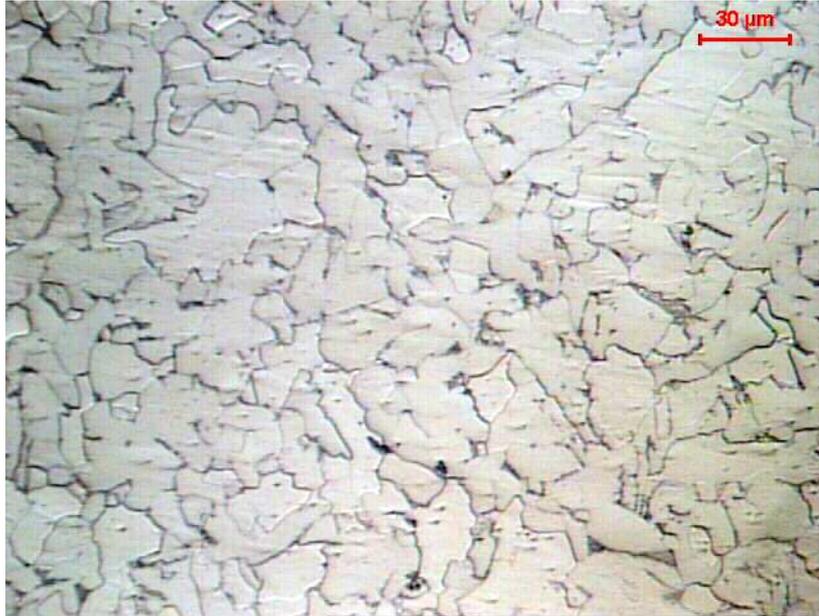


Figura 29. Fotomicrografia da região do Metal Base do aço SAE1010AA. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

4.2 FOTOMICROGRAFIAS DO AÇO S275JR

Através das Figuras 30, 31, 32, 33, 34, e 35 são apresentadas as fotomicrografias do aço S275JR, com ataque de Nital 3% durante 5 segundos e neutralizado em água. A estrutura da região da solda apresenta-se mais complexa do que a do aço SAE 1010, combinando ferrita acicular e ferrita poligonal. Observa-se um refino microestrutural na ZTA (Figuras 31 e 33), bem como evidências de fibramento mecânico, possivelmente relacionado aos esforços desenvolvidos durante o encalque.

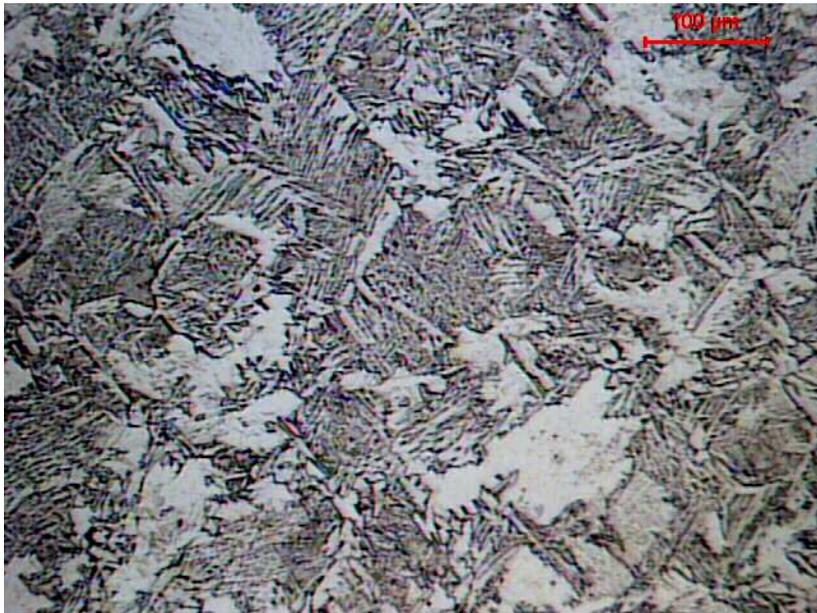


Figura 30. Fotomicrografia da região da Solda do aço S275JR. Ampliação de 200x. Ataque químico: Nital 3%.



Figura 31. Fotomicrografia da região de transição SOLDA/ZTA do aço S275JR. Ampliação de 200x. Ataque químico: Nital 3%.

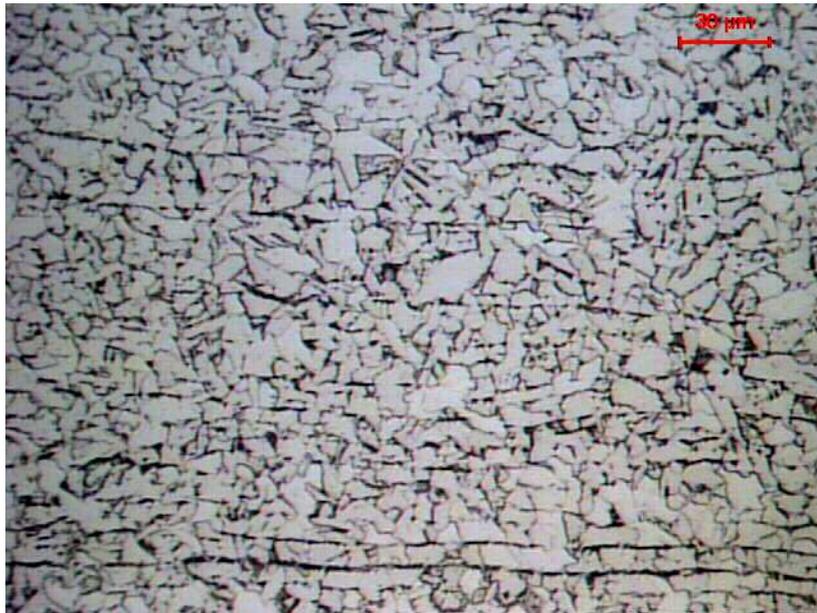


Figura 32. Fotomicrografia da região de ZTA próximo ao cordão de solda do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

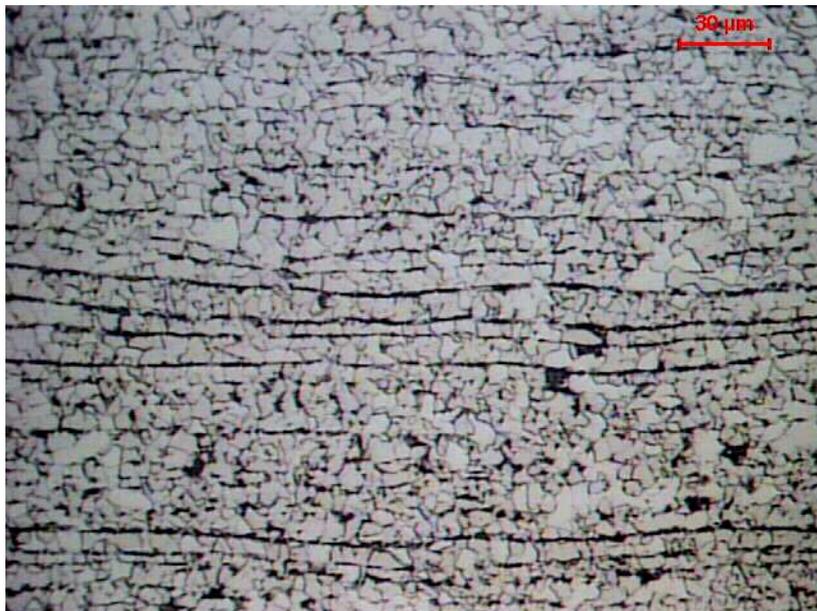


Figura 33. Fotomicrografia da região de ZTA do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

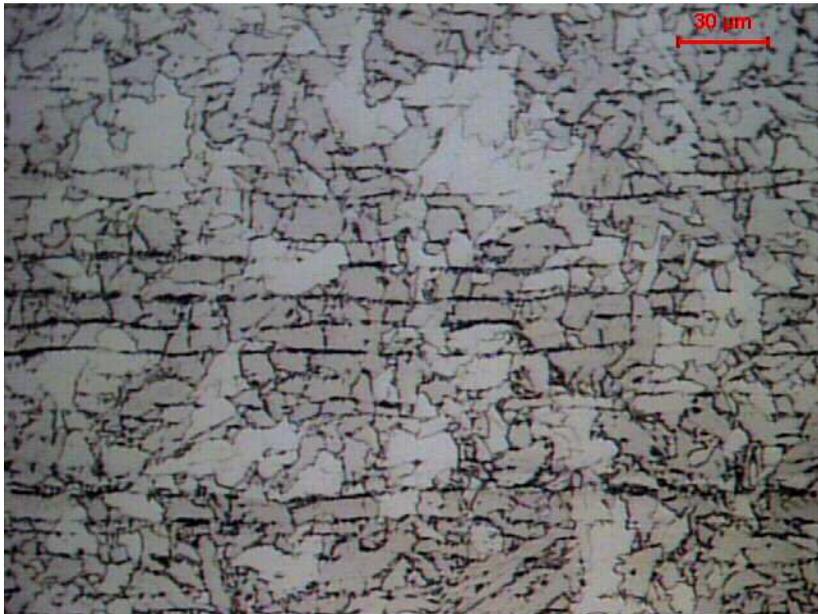


Figura 34. Fotomicrografia da região de ZTA próxima ao Metal Base do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%



Figura 35. Fotomicrografia do Metal Base do aço S275JR. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

4.3 FOTOMICROGRAFIAS DO AÇO RD480

As Figuras 36, 37, 38, e 39 apresentam as fotomicrografias do aço RD480, com ataque de Nital 3% durante 5 segundos e neutralizado em água. A microestrutura da região da solda apresenta-se ligeiramente mais fina que a do aço microligado S275JR, combinando ferrita com segunda fase alinhada e ferrita poligonal. A ZTA apresenta refino microestrutural e o metal base apresenta microestrutura fina, com grãos de morfologia poligonal. Os elementos microligantes (Nb, V, Ti) contribuem para a formação de regiões com granulação mais fina. As fases presentes são ferrita (clara) e perlita (escura).



Figura 36. Fotomicrografia da região da Solda do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.



Figura 37. Fotomicrografia da região da Solda-ZTA do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.



Figura 38. Fotomicrografia da região da ZTA-Metal Base do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

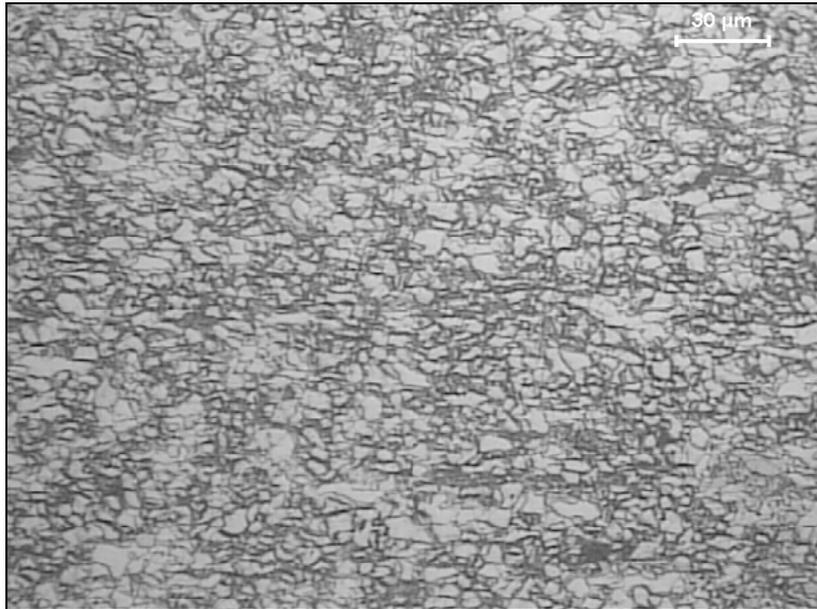


Figura 39. Fotomicrografia da região do Metal Base do aço RD480. Ampliação de 500x. Ataque químico: Nital 3%.

4.4 RESULTADOS DA MICRODUREZA VICKERS

Na Figura 40 são mostrados os resultados de microdureza vickers obtidos do centro do cordão de solda em direção ao metal base. Segundo as medições, existe uma redução dos valores de microdureza a medida em que nos afastamos do centro do cordão de solda. Este comportamento é visto para os três tipos de aço. No entanto o aço SAE 1010AA mostra que logo após o final da região entre a ZTA e o metal base, existe um novo aumento dos valores de microdureza. Este comportamento pode estar ligado ao fato de que durante o processo de soldagem, esta região possa ter sofrido pequenas deformações gerando um aumento de resistência.

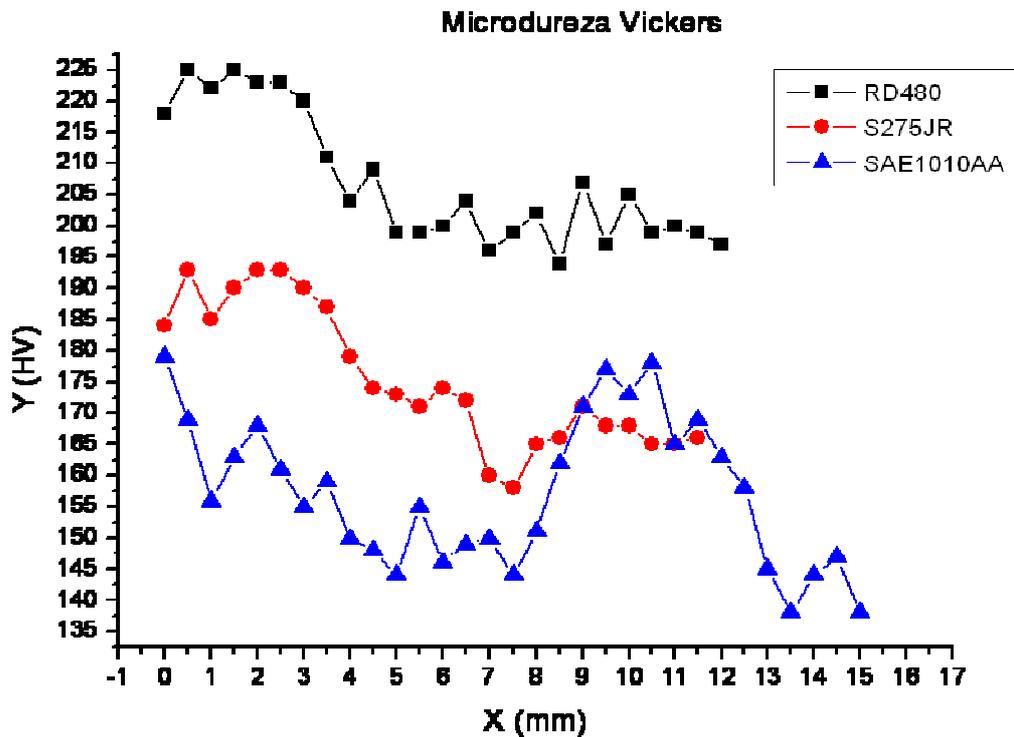


Figura 40. Valores de microdureza vickers medidos do centro do cordão de solda em direção ao metal base.

Na Figura 41, estão plotados no gráfico as medições de microdureza vickers feitas na para o aço SAE 1010AA ao longo da seção transversal, seguindo do centro do cordão de solda para o metal base. No entanto foram feitas outras medidas mais próximas à superfície da chapa e os resultados mostraram uma grande variação dos valores. Pode-se notar que os valores encontrados ao se distanciar do centro da seção transversal possuem uma tendência de serem maiores que os encontrados no centro. Esta variação nos valores de microdureza também nas regiões mais externas da seção transversal pode reforçar o fato de que pequenas deformações nas regiões adjacentes ao cordão de solda possam ocorrer durante o processo de soldagem, gerando assim um aumento da resistência nas regiões vizinhas ao cordão de solda.

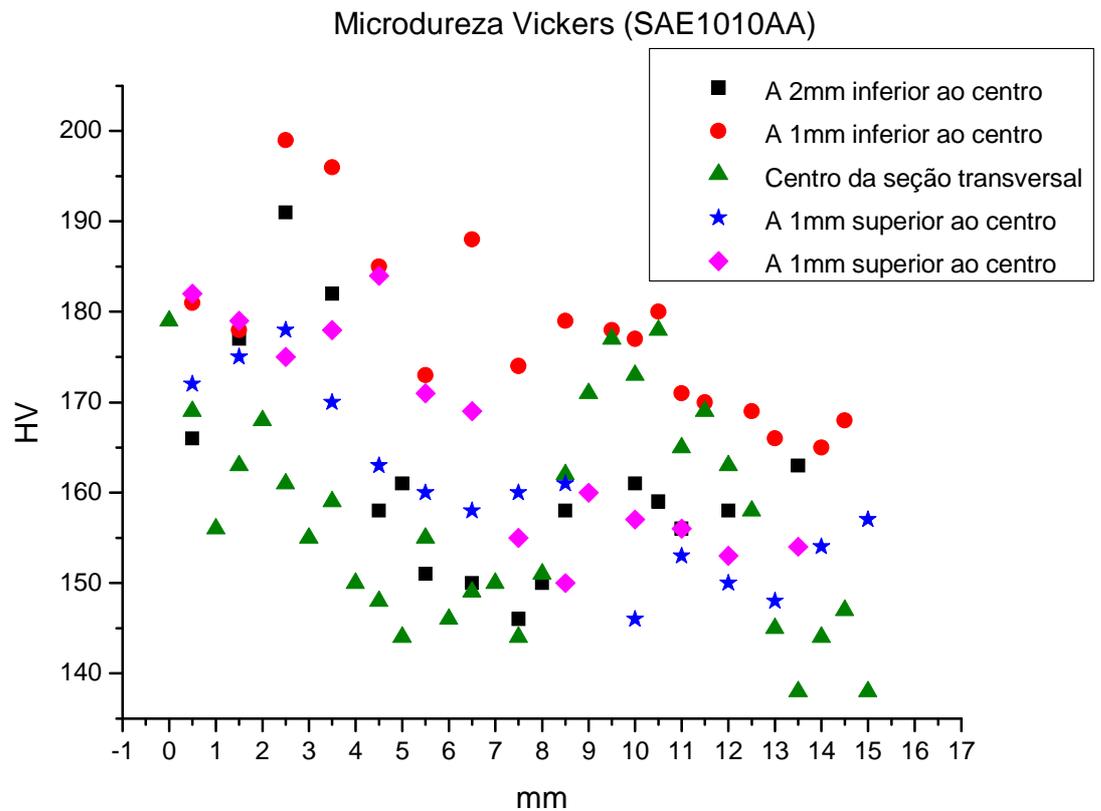


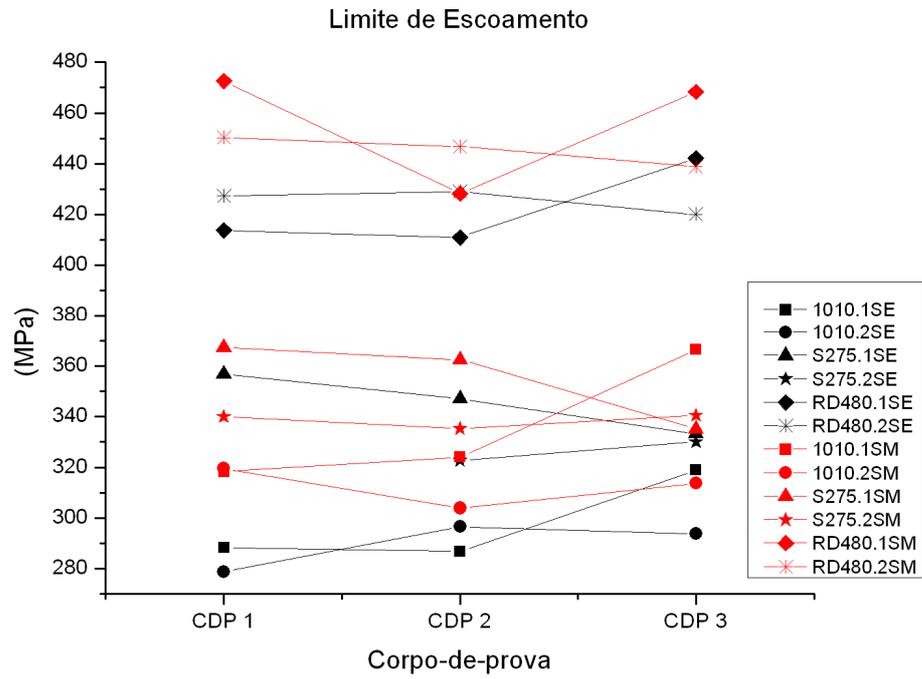
Figura 41. Valores de microdureza vickers medidos do centro do cordão de solda em direção ao metal base do aço SAE 1010AA.

4.5 RESULTADO DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS

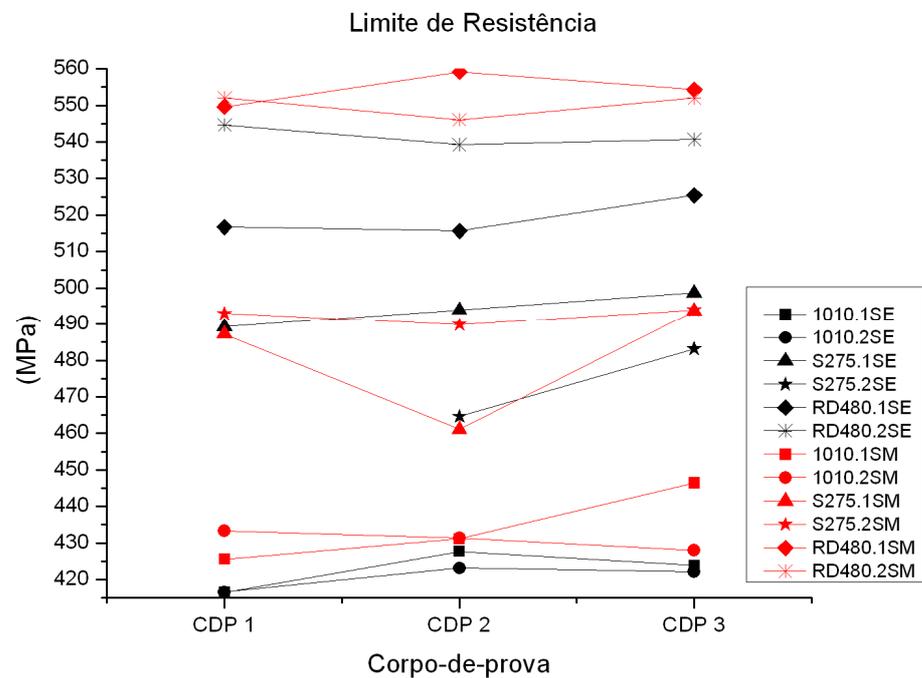
Na Figura 42 são apresentados os valores do limite de escoamento (LE) e do limite de resistência à tração (LR) determinados para corpos-de-prova com cordão de solda centralizado em relação ao comprimento útil (SM) e cordão de solda deslocado em relação ao centro (SE). Verifica-se uma distinção clara nas propriedades dos 3 aços estudados, sendo o RD480 o mais resistente deles, um resultado esperado devido a este material apresentar também os maiores valores de dureza medida por microindentação.

Com relação ao local de retirada dos corpos-de-prova, estes estão indicados na Figura 42 por meio de números colocados após a especificação de cada material, sendo que o número 1 designa a região central e 2 designa a região lateral da chapa. Comparando-se os resultados obtidos para cada material com relação à posição na chapa, não há indicação de diferenças entre as propriedades avaliadas. No entanto, observa-se uma tendência de os valores, tanto do LE como do LR, serem ligeiramente superiores nos corpos-de-prova em que o cordão de solda está centralizado em relação ao seu comprimento útil. Uma hipótese para explicar este comportamento é que, quando o cordão de solda (largura aproximada 10 mm) é deslocado em relação ao centro do comprimento útil (30 mm) resulta num maior comprimento contínuo de metal base dentro dessa região, que pode intensificar o efeito de poisson, resultando em menores valores da tensão de engenharia.

A Figura 43 mostra os valores médios de LE e LR dos aços analisados. Os resultados comprovam que os maiores valores de LE e LR foram observado no aço RD480.



(a)



(b)

Figura 42. Limites de escoamento (a) e limites de resistência (b) medidos em ensaios de tração.

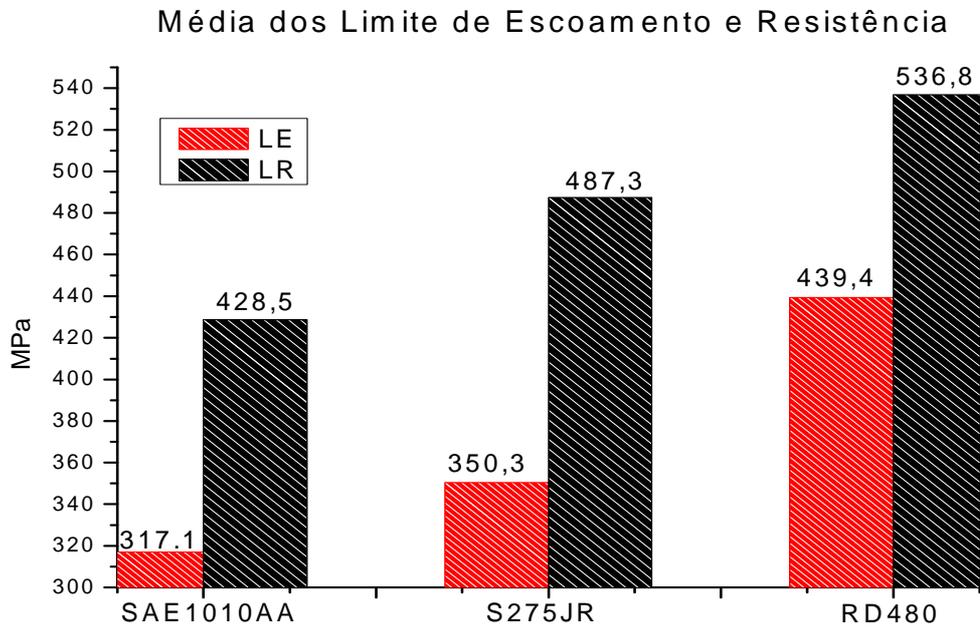


Figura 43. Média de LE e LR dos aços SAE1010AA, S275JR e RD 480

A Figura 44 mostra a curva tensão-deformação típica para os aços estudados. Outro aspecto importante mostrado pelos ensaios de tração é o comportamento dúctil dos aços S275JR e RD480, pois segundo pode se observar nas curvas típicas, a ductilidade se equipara a do aço SAE 1010AA. Observou-se também o aparecimento de patamar de escoamento em alguns CDPs, sendo que os aços RD480 e S275JR apresentaram maiores ocorrências de patamar de escoamento (Tabela 8), a curva típica tensão-deformação com patamar de escoamento pode ser vista na Figura 45.

Se observarmos na Tabela 8, pode se notar que as fraturas dos CDPs ocorreram no metal-base e no cordão de solda e que para os aços S275JR e RD480, a fratura no cordão de solda aconteceu com mais frequência, sendo que para o aço RD480, mais de 80% dos CDPs tiveram sua fratura na região do cordão de solda.

Tabela 8. Análise dos CDPs esaiados sob tração.

Aço	Posição do cordão de solda no CDP	CDPs com rompimento na solda (%)	Along. Médio (%)	Ocorrência de patamar de escoamento (%)
SAE1010AA	SE	50,0%	25,9%	0,0%
	SM	0,0%	31,3%	16,7%
S275JR	SE	20,0%	28,4%	33,3%
	SM	83,3%	22,7%	0,0%
RD480	SE	100,0%	13,4%	0,0%
	SM	83,3%	22,3%	83,3%

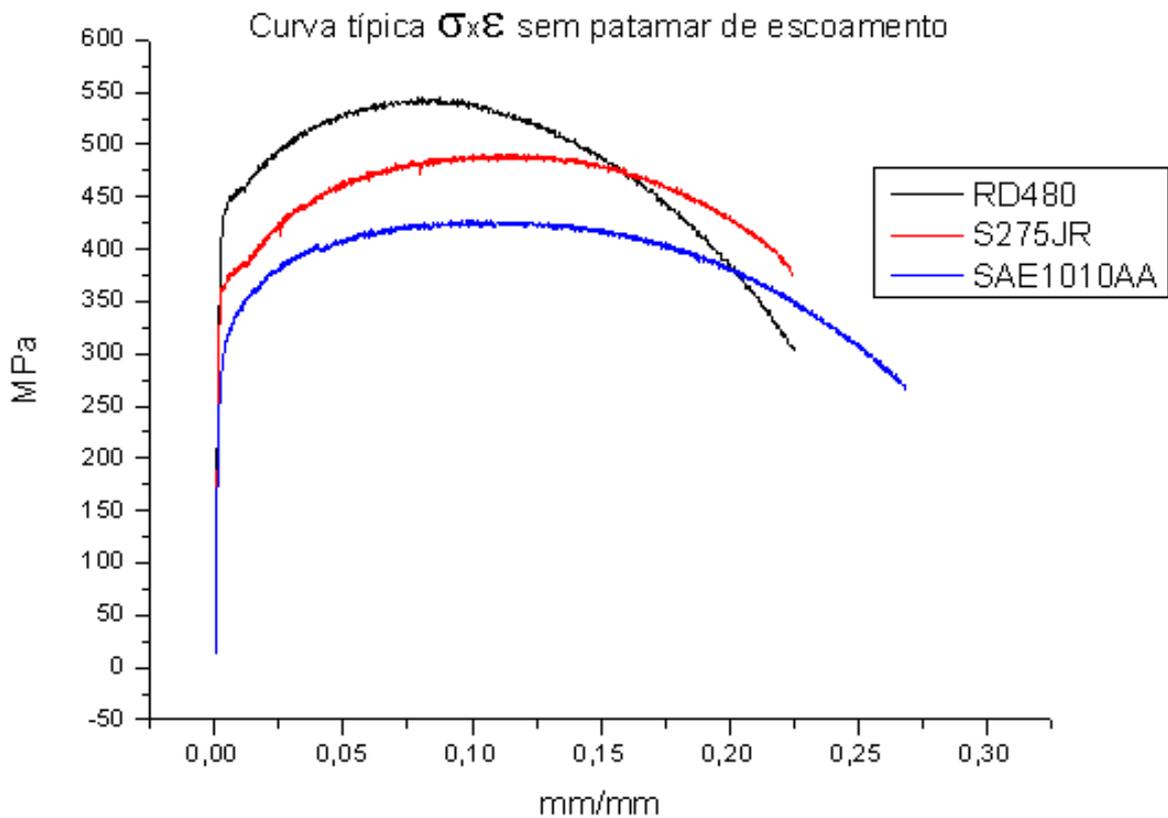


Figura 44. Curva típica de tensão x deformação sem patamar de escoamento para os aços RD480, S275JR e SAE 1010AA.

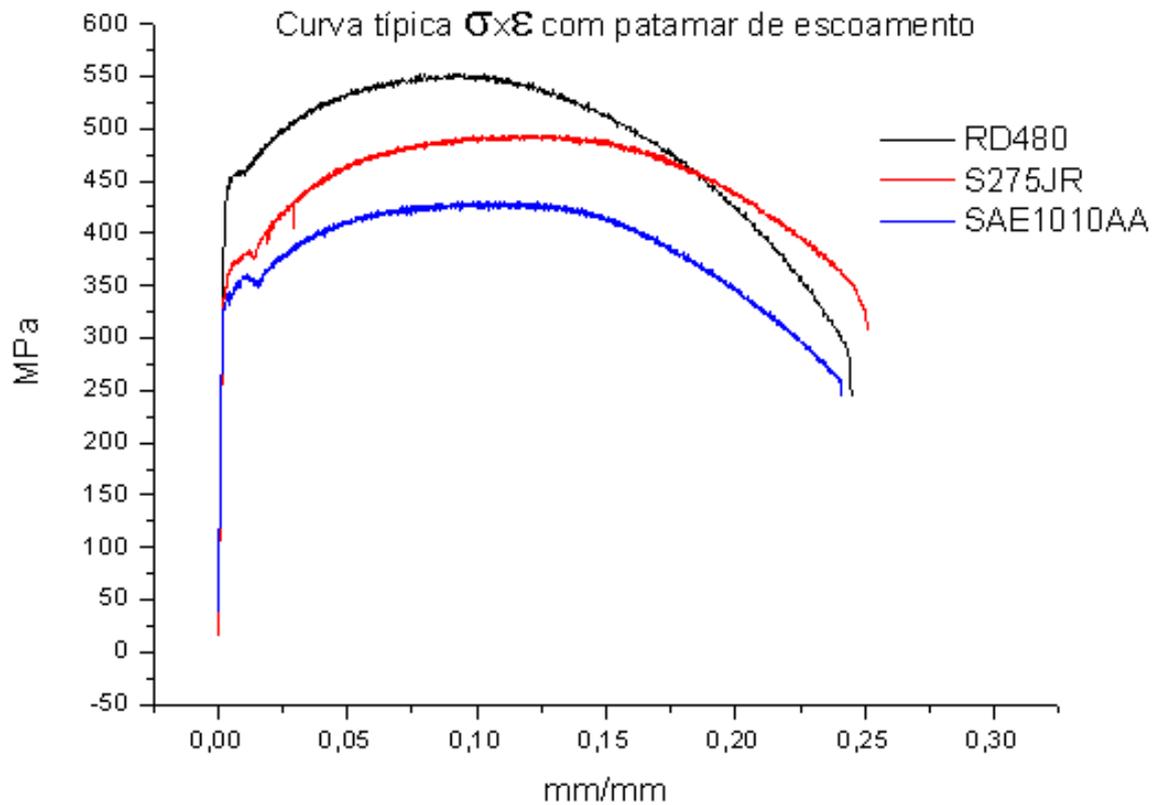


Figura 45. Curva típica de tensão x deformação com patamar de escoamento para os aços RD480, S275JR e SAE 1010AA.

A Figura 46, mostra a variação dos valores de LE e LR para cada cdp ensaiado sob tração em torno da média dos valores.

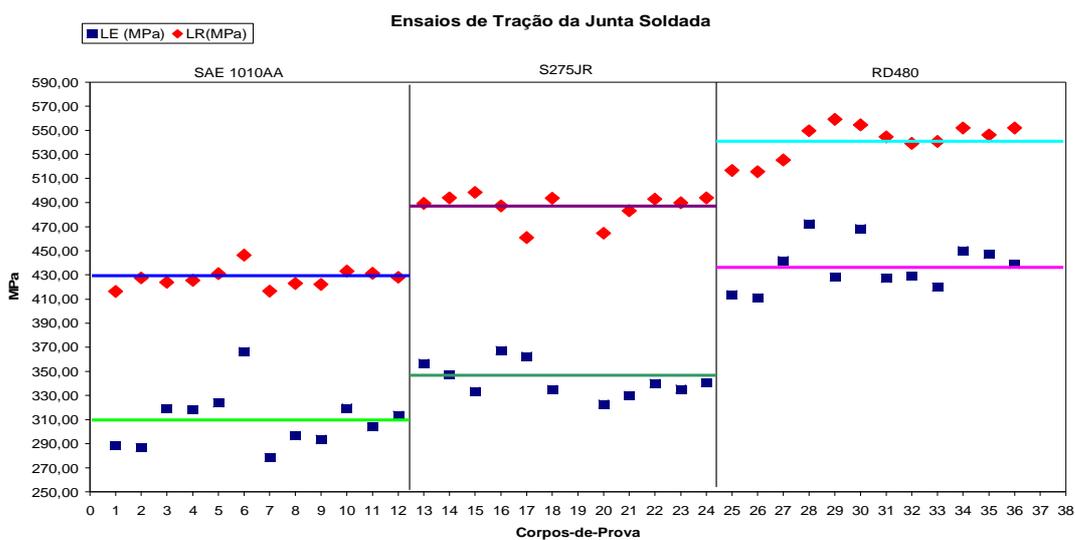


Figura 46. Limites de escoamento e resistência para os CDPs ensaiados.

A Figura 47 mostra um gráfico com os valores médios de LE e LR dos aços RD480, S275JR e SAE 1010AA juntamente com o desvio padrão. Segundo os valores apresentados, o aço RD480 apresenta os maiores valores de LE e LR.

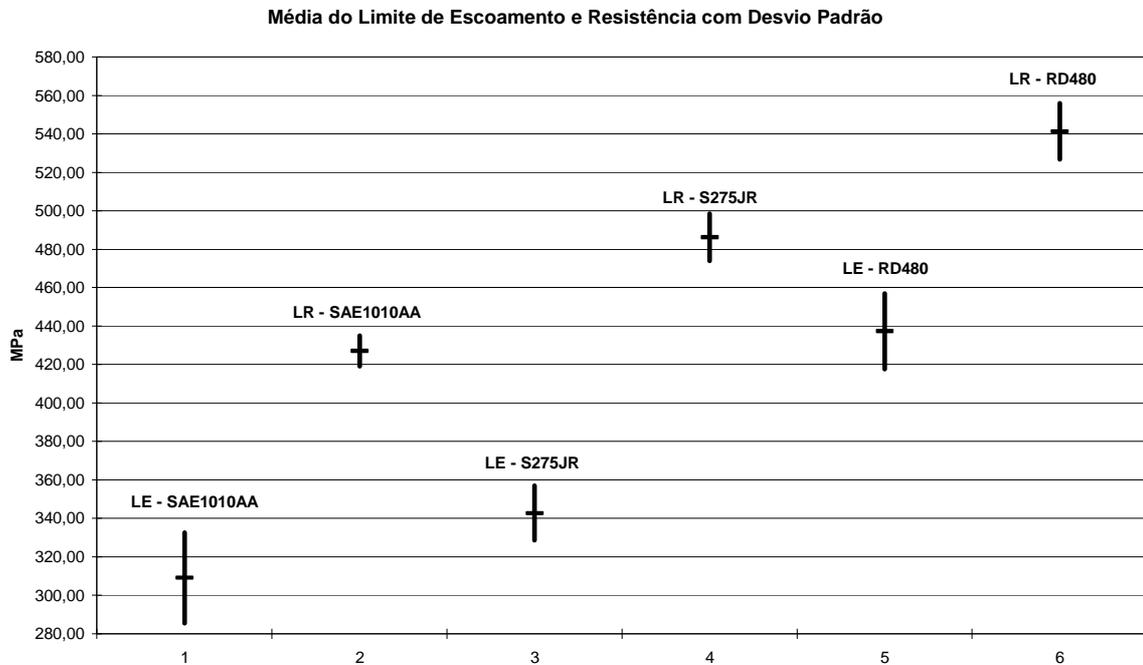


Figura 47. Média e desvio padrão de LE e LR dos aços RD480, S275JR e SAE 1010AA

A Tabela 9 mostra os resultados médios dos valores máximos de tensão atingidos durante os ensaios de tração com entalhe. O aço RD480 também apresenta maiores valores da tensão máxima, tanto para o entalhe na solda como para o entalhe na ZTA. Os valores de tensão máxima alcançados nos ensaios de tração com entalhe foram divididos pela média do limite de resistência encontrados no CDPs de tração dos respectivos aços estudados (Tabela 10). Os resultados mostram que a máxima tensão atingida no ensaio de tração com entalhe é significativamente maior que o valor de LR para os respectivos aços. Isto se deve possivelmente ao fato de que o LR é determinado nos corpos-de-prova sem entalhe após uma deformação plástica significativa, que implica numa redução na área da seção transversal do

corpo-de-prova e menores valores da tensão de engenharia. Pode se notar também que os valores máximos de tensão encontrados durante o ensaio de tração com entalhe feito na região da ZTA são maiores quando comparados aos valores encontrados para os cdps com entalhe na região do cordão de solda. Este resultado é indicativo de que a região da ZTA é mais tenaz que o metal de solda, ou seja, atinge maiores tensões críticas em presença do forte concentrador de tensão representado pelo entalhe.

Tabela 9. Valores da maior tensão atingida durante o ensaio de tração com entalhe.

Tensão Máxima Alcançada no Ensaio de Tração com Entalhe			
Local do Entalhe	SAE1010AA	S275JR	RD480
SOLDA	529,96	550,45	674,00
ZTA	534,52	588,46	703,65

Tabela 10. Razão entre tensão máxima atingida durante o ensaio de tração com entalhe e o LR.

Razão entre Tensão máxima/LR			
Local do Entalhe	SAE1010AA	S275JR	RD480
SOLDA	1,24	1,13	1,26
ZTA	1,25	1,21	1,31

4.6 RESULTADOS DO ENSAIO DE IMPACTO CHARPY

Na Figura 48, são apresentados os resultados do ensaios de impacto CHARPY realizados à temperatura de 23,4°C. Os resultados estão apresentados para CDPs com entalhe na ZTA e cordão de solda, distinguindo-se a posição da chapa de onde foram retirados os

CDPs, central (posição 1) e lateral (posição 2). Um outro gráfico (Figura 49) apresenta os resultados de impacto para os CDPs ensaiados à temperatura de -25°C .

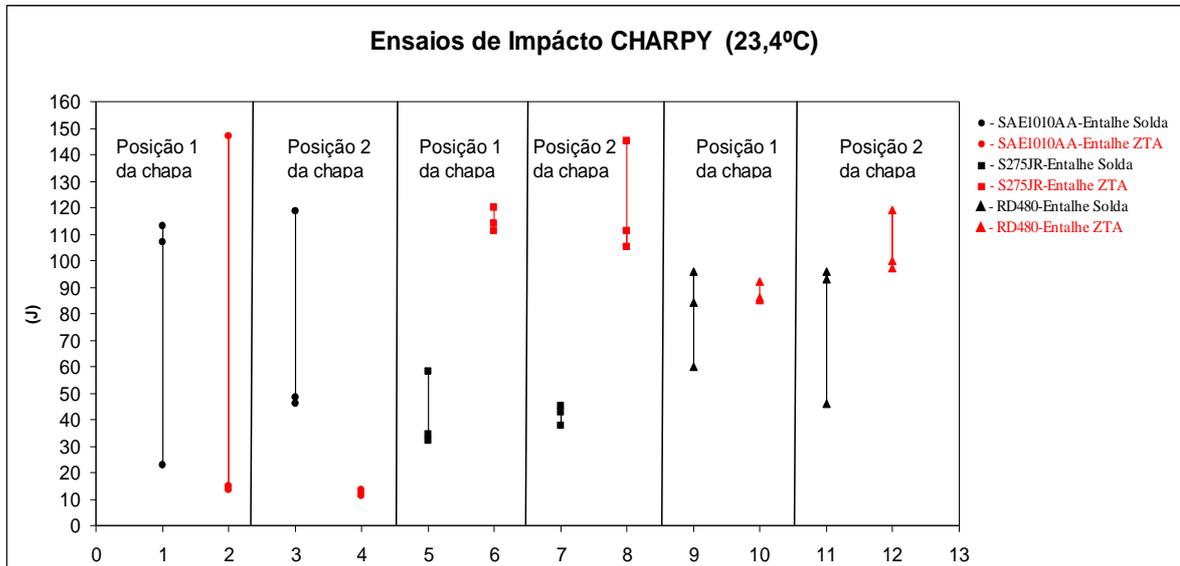


Figura 48. Resultados dos ensaios CHARPY a temperatura de $23,4^{\circ}\text{C}$

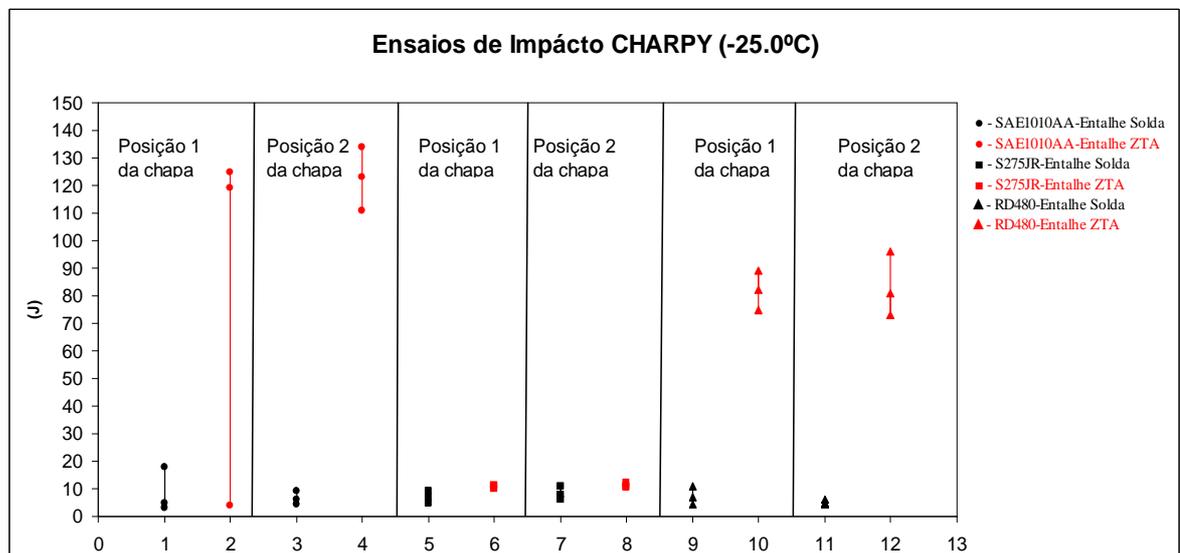


Figura 49. Resultados dos ensaios CHARPY a temperatura de $-25,0^{\circ}\text{C}$

De modo geral, esses resultados indicam a ocorrência de transição dúctil-frágil típica de aços ferríticos, apresentando baixos valores de energia absorvida para os ensaios realizados a -25°C quando comparados aos ensaios realizados a $23,4^{\circ}\text{C}$, com exceção dos

CDPs de aço SAE 1010AA com entalhe na ZTA retirados da região lateral, em que todos os ensaios apresentaram resultado oposto ao esperado. Esses resultados foram desconsiderados na elaboração da Tabela 11, que resume as tendências observadas no ensaio de impacto.

Analisando-se a Tabela 11, que resume os valores (média e desvio padrão) obtidos no ensaio de impacto, pode-se concluir que a energia absorvida durante a fratura em CDPs com o entalhe na ZTA é maior se comparadas aos valores observados para os CDPs com entalhes na região do metal de solda para os três aços estudados. Verifica-se também que, a despeito das diferenças nas propriedades de tração, os resultados do ensaio de impacto indicam tenacidade equivalente entre os aços.

Tabela 11, Resultados dos testes de impacto CHARPY

Aço		Energia (J)	
		-25°C	23,5°C
SAE 1010AA	Solda	8 ±5	76 ±41
	ZTA	83*	59*
S275JR	Solda	7 ±1	42 ±9
	ZTA	10 ±1	113 ±5
RD480	Solda	5 ±1	79 ±21
	ZTA	81 ±10	97 ±12

*Média de 3 ensaios.

4.7 RESULTADOS DOS ENSAIOS DE CTOD

Os valores de CTOD calculados estão apresentados na Tabela 12, em ordem crescente. Foram realizados tantos ensaios quantos necessários de modo a se obter três ensaios válidos para cada condição testada. Da mesma forma que no ensaio de impacto,

verifica-se a tendência de os valores de CTOD dos CDPs com entalhe na ZTA serem ligeiramente superiores os correspondentes CDPs com entalhe na solda. Os resultados também indicam maior dispersão nos valores de CTOD para o aço SAE 1010AA quando comparados aos aços microligados. Ainda de acordo com os resultados da Tabela 12, a tenacidade do aço RD480 tende a ser maior que a do aço S275JR, ainda que sua resistência à tração também seja maior.

Tabela 12. Valores de CTOD calculados.

Entalhe na Solda			Entalhe na ZTA		
SAE 1010AA	S275JR	RD480	SAE 1010AA	S275JR	RD480
0,227	0,337	0,312	0,169	0,452	0,468
0,263	0,340	0,339	0,403	0,456	0,586
0,564	0,388	0,450	0,693	0,540	0,608

5 CONCLUSÃO

Os aços ARBL, S275JR e RD480, foram soldados através do processo de soldagem por resistência (*Flash Butt Weld*). A microestrutura e propriedades mecânicas destes aços foram avaliadas e comparadas as do aço de baixo carbono SAE 1010AA, atualmente empregado na produção de aros para rodas para caminhões e ônibus. Os aços ARBL apresentaram maior complexidade microestrutural e a presença dos elementos Nb e Ti contribuíram para o refinamento microestrutural do aço RD480. Ambos os aços apresentaram maior dureza e resistência a tração quando comparados ao aço SAE 1010AA. Os três aços possuem um perfil de microdureza similar na região do metal de solda e ZTA. Os ensaios de impacto Charpy e de tração atribuíram aos aços soldados boa resistência e ductilidade. A tenacidade à fratura dos aços ARBL é comparável com a do aço de baixo carbono (SAE 1010AA), a despeito de sua maior resistência mecânica. Com base nos resultados das propriedades mecânicas e nas características microestruturais pode-se afirmar que dentre os três aços estudados, o aço RD480 apresenta a melhor combinação de propriedades de resistência e tenacidade.

Os resultados acima são um indicativo de que o aço RD480 pode ser utilizado para produção de aros para rodas sem câmara, no entanto, é necessário que sejam feitos estudos mais detalhados do seu comportamento no processo de laminação e finalmento nos testes de homologação de produto (testes da roda sob condições de uso), os quais poderão apontar o desempenho em fadiga deste material sob condições de carregamento que permitam simular sua aplicação final.

REFERÊNCIAS

ASTM E8-01. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials, 2001

ASTM E338-91. Standard Test Method of Sharp-Notch Tension Testing of High-Strength Sheet Materials. American Society for Testing and Materials, 1997.

ASTM E23-02. Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. American Society for Testing and Materials, 2002.

ASM Handbook. Welding, Brazing and Soldering. American Society for Metals, 7° ed. Materials Park: p. 247-258, 2005.

ASM Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. American Society for Metals, 2° ed. Materials Park: p.1009-1102, 1993.

BECKER, W.T.; ROCH, J.S.; Failures Related to Welding, Failure Analyses and Prevention, In: ASM Handbook. Materials Park: ASM International, 2002. Vol 11, p 391.

BOSE FILHO, W.W.; CARVALHO, A.L.M.; BOWEN, P. Micromechanisms of cleavage fracture initiation from inclusions in ferritic welds, Part II: Quantification of local fracture behavior observed in fatigue pre-cracked testpieces. *Materials Science and Engineering A*, v. 452-453, p.401-410, 2007.

BUENO, E.M.R.; BITTENCOURT, T.N. Introdução aos Conceitos Básicos de Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. Univerdade de São Paulo, LMC – Escola Politécnica 2008.

CHIAVERINI, V. *Aços e Ferro Fundidos*. 7 ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.

CINDRA FONSECA, M.P.; SANTOS, COSTA W.; SANTOS, CHAVES F.R.; PARDAL, J.M.; MARQUES, JUNIOR A.S. Estudo das Propriedades Mecânicas e Tensões Residuais em Juntas Soldadas de Aço ARBL Bifásico Usado na Indústria Automobilística. In CONGRESSO IBEROAMERICANO DE INGENIERIA MECANICA, 8., 2007, Cusco.

DIETER, G.E. *Mechanical Metallurgy*. Tokyo: Mc Graw-Hill, 1988

DONATO, G.H.B.; CRAVEIRO, S.; RUGGIERI, C. Avaliação experimental dos parâmetros de tenacidade CTOD e integral J em espécimes de flexão SE(B) utilizando o método ETA. *Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, v.3, n. 2, p 29-33, São Paulo, 2006.

DRAPINSK, J. *Elementos de Soldagem*. Mc Graw-Hill, São Paulo: 1979

ELISEI, C.C.A. *Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço de Baixo Carbono*. 188f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

ELISEI, C. C. A.; ABDALLA, A. J. A.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M.S. Utilização de Metalografia Colorida na Identificação dos Microconstituintes de um Aço Microligado. In CBECIMat, CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS DOS MATERIAIS, 17, Paraná, 2006.

GLADMAN, T. Preceptation Behaviour and Particle Coarsening. In: THE PHYSICAL METALLURGY OF MICROALLOYED STEELS. London, UK: Institute of Materials, 1997.

GUIMARÃES, V.A. *Influência da Taxa de Resfriamento nas propriedades Mecânicas e no Micromecanismo de Fratura de um Aço Microligado com Nióbio e Titânio*. Tese. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, p. 4-19,1997.

Harmain, G. A.; Provan, J. W. Fatigue Crack-Tip Plasticity Revisited: The Issue of Shape Addressed. *Theor. and Applied Fract. Mechanics*, V.26, p.63-79, 1997.

JANSSEN, M.; ZUIDEMA, J.; WANHILL, R.J.H. Fracture Mechanics. 2° ed. Leeghwaterstraat: VSSD, 2006.

MACHADO, I.G. *Soldagem e Técnicas Conexas: Processos*. Editado pelo Autor, 1996, Porto Alegre – RS – Brasil.

Disponível em: <http://www.ct.ufrgs.br/lstc/>

Acesso em: 28/09/2008.

MEYERS, M. A.; KRISHAN, K. C. *Princípios de metalurgia mecânica*. São Paulo: Edgard Blucher. 1982.

MIN. K B.; S.S. KANG. A study on resistance welding in steel sheets for tailor welded blank Evaluation of Flash weldability and formability (2nd Report), *J. of Mater. Process. Technol.* v.103, p. 218-224, 2000.

MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V. *Introdução aos Processos de Soldagem*. Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2006. 36p.

Disponível em: <http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/>

Acesso em: 06/10/2008.

MODENESI, P.J. *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*. Departamento de Engenharia Metalúrgica de Materiais, Universidade Federal de Minas Gerais – UFMG, 2004. 69p.

Disponível em: <http://www.demet.ufmg.br/labs/soldagem/>

Acesso em: 06/10/2008.

OLEA, C. A. W. *Caracterização por Microscopia Eletrônica do Aço SAE1141 Microligado ao Nb*. 2002. Dissertação. (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre.

PASTOUKHOV, V. A.; VOORWALD, H. J. C. *Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural*. São Paulo: Editora Unesp, 1995 p.147-148.

RAK, I.; TREIBER, A. Fracture behavior of welded joints fabricated in HSLA steels of different strength level. *Engineering Fracture Mechanics*. v. 64, p.401-415, 1999.

RAGAB, A.R.; BAYOUMI, S.E. *Engineering Solid Mechanics: Fundamentals and Applications*. New York: CRC Press, 1999. 921p.

SAITO, T.; ISHIAMA, Y. Weld defects and evaluation of weld quality: Welding phenomena and process control in flash welding of steel sheets. *Welding International*. v. 10, p. 117-123, 1996.

SENAI-SP. *Soldagem*. Org. Selma Ziedas e Ivanisa Tatin. São Paulo. 1997-(Coleção Tecnologia Senai).

SCHNEIDER, S. *Análise de estabilidade de estruturas trincadas vi integral – J aplicada a materiais anisotrópicos encruados*. Tese (Doutorado em Ciência) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2001.

STROHAECKER, T.R. *Mecânica da Fratura*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Laboratório de Metalurgia Física. 99p

Disponível em: <http://www.lamef.demet.ufrgs.br>

Acesso em: 08/10/2008.

TUMA, J.V.; SEDMAK, A. Analysis of the unstable fracture behavior of a high strength low alloy steel weldment. *Engineering Fracture Mechanics*. v. 71, p. 1435-1451, 2004.

YCHIAM, Y.; KODAMA, S. Flash-Butt Welding of High Strength Steel. *Nippon Steel Technical Report*. 95. Jan. 2007.

ZRILIC, M.; GRABULOV.V.; BURZIC. Z.; ARSIC. M.; SEDMAK. S. Static and Impact Crack Properties of a High Strength Steel Welded Joint. *Intern. J. Pressure Vessels and Piping*. v8, p.139-150,2006.