



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
LABORATORIO DE ROBÓTICA, SOLDAGEM E SIMULAÇÃO

Soldagem de costura em um aço TRIP

José Moreira Gonzaga
Leonardo Wanderson Soares

BELO HORIZONTE
2016

Por:

José Moreira Gonzaga
Leonardo Wanderson Soares

Soldagem de costura em um aço TRIP

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Minas Gerais como requisito parcial para obtenção do título de Especialista em Soldagem

Engenharia de Soldagem
Orientador: Paulo José Modenesi

Belo Horizonte
2016

*Dedicamos este trabalho a
nossos familiares e amigos,
que nos apoiaram em todos os
momentos.*

Agradecemos aos professores Paulo José Modenesi, por sua orientação e essencial participação para com a execução deste trabalho. Ao professor Alexandre Queiroz Bracarense, por seu auxílio no desenvolvimento desta monografia. Aos amigos Gleison e Emerson Davino por sua intensa contribuição.

"Se vives de acordo com as leis da natureza, nunca serás pobre; se vives de acordo com as opiniões alheias, nunca serás rico." (Séneca)

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo verificar a possibilidade de obtenção de juntas soldadas de um aço TRIP DP 780 através do processo de soldagem a resistência por costura, através da realização de ensaios não destrutivos e da avaliação da microestrutura final da zona fundida.

Inicialmente foi realizada uma revisão bibliográfica sobre o aço TRIP e sobre o processo de soldagem a resistência por costura. Após revisão foi realizado o planejamento sobre o procedimento experimental e qual seriam os ensaios a serem realizados bem como qual seria o critério de aceitação.

As amostras foram produzidas utilizando-se chapas com espessura de 1,0 mm. A soldagem foi realizada alterando parâmetros tais como: tipo de corrente, velocidade e força de soldagem.

Após a execução da soldagem foi retirada a amostra que visualmente apresentava melhor qualidade de solda a qual foi submetida a avaliação metalográfica e aos ensaios destrutivos e não destrutivos.

Realizados os ensaios, foi verificado que, na zona fundida, ocorreu a formação de martensita que ocasionou a fragilização do material e o surgimento de trincas.

Palavras-chave: Aço TRIP, Solda resistência por costura.

ABSTRACT

This study aimed to verify the possibility of obtaining welded joints of TRIP DP 780 steel through resistance seam welding process, and to perform non-destructive testing, destructive test and microstructure evaluation of the melted zone. Initially, a literature review on the TRIP steel and resistance seam welding process was performed. After this review, it was carried out the planning of the experimental procedure and the tests to be carried out and the acceptance criterion. Samples were produced using sheets with a thickness of 1.0 mm. The welding was carried out by changing parameters such as type of current, welding speed, welding force. After welding, the best quality sample was selected visual inspection and submitted to micrograph analysis and destructive and non-destructive testing. After conducted the tests, it was found that martensite was present in the molten zone, and that this caused the embrittlement of the material and the appearance of cracks.

Keywords: TRIP steel, Resistance Seam Welding

ILUSTRAÇÕES

- Figura 1: Perfil tempo x temperatura típico de um aço TRIP laminado a quente (Editado de ENGL et al . 1998)
- Figura 2: Esquema de resfriamento controlado para aços Dual Phase e TRIP propostos por BLECK, 2002
- Figura 3: Diagrama Geral de Processamento dos Aços Dual Phase e Aços TRIP (Editado de BLECK, 2002).
- Figura 4: Esquema de recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio proposto por BLECK (2002).
- Figura 5: Efeitos dos principais elementos de liga no processamento de aços TRIP (BLECK, 2002)
- Figura 6: Esquema que mostra a mudança de nucleação da martensita assistida por tensão para induzida por deformação, dependendo da temperatura e da tensão (BLECK, 2002).
- Figura 7: Representação esquemática da transformação martensítica em função da aplicação de esforços triaxiais, durante um ensaio de tração(BLECK, 2002).
- Figura 8: Relação entre alongamento total e limite de escoamento de várias categorias de materiais de alta resistência amplamente utilizados na estrutura dos automóveis modernos, comparando com aços inoxidáveis de alta resistência (ULSAC-AVC, 2001).
- Figura 9: Influência da taxa de resfriamento na fração de austenita retida e no limite de resistência para um aço TRIP 700 (CORNETTE et al, 2001)
- Figura 10: Resistência à tensão, alongamento e fração de austenita versus tempo de solubilização até 400 °C (CORNETTE et al, 2001).

- Figura 11: Relação entre limite de resistência, porcentagem de alongamento e porcentagem de austenita retida residual para um aço TRIP 800 (CORNETTE, 2001).
- Figura 12: Formas de acionamento dos rolos na solda resistência por costura.
- Figura 13: Solda resistência por costura com eletrodo em forma de rolo e barra.
- Figura 14: Configuração típica para solda resistência por rolos com fio perdido.
- Figura 15: Tipos de solda a resistência por costura.
- Figura 16: Figura esquemática do equipamento utilizado na soldagem por costura desse trabalho
- Figura 17: Foto exemplificado o ensaio de arrancamento na solda costura
- Figura 18: Foto do microdurômetro HMV-2000
- Figura 19: Corpo de prova com solda de costura que foi usado para a retirada das amostras para análise.
- Figura 20: Foto da visualização da trinca na solda costura no aço TRIP DP 780
- Figura 21: Corpo de prova com ensaio de líquido penetrante
- Figura 22: Resultado do teste de arrancamento do corpo de prova com solda costura
- Figura 23: Foto das disposições dos pontos de medição de microdureza Vickers no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF)

- Figura 24: Microestrutura do metal base, observada com aumento de 1000 X (ataque Nital 3%).
- Figura 25: Foto microestrutura resultante na zona fundida
- Figura 26: Diagrama TTT e CCT do aço TRIP DP 780 gerado no site <http://calculations.ewi.org/vjp/MaterialsModeling.html>

ABREVIATURAS

AC – Corrente Continua
 ASTM – American Society for Testing and Materials
 Al – Alumínio
 A – Amper
 CCT – Continuous cooling transformation (Curva de resfriamento contínuo)
 Cr – Cromo
 C_{EQ} – Carbono Equivalente
 C – Carbono
 °C – Grau Celsius
 DC – Corrente Continua
 daN – Decanewton
 EWI - Edison Welding Institute
 GMAW – Gas-Shielded Metal Arc Welding (MIG/MAG)
 HV – Dureza Vickers
 kA – Kiloamper
 LP – Líquido Penetrante
 MB – Metal Base
 Ms – Transformação Martensita
 Mn – Manganês
 mm – Milímetros
 ms – milissegundos
 mm/min – Milímetros por Minutos
 MPa – Megapascal
 N/mm^2 – Newton por milímetros ao quadrado
 P – Fósforo
 TRC – Transformações com resfriamento contínuo
 TTT – Tempo Temperatura Transformação
 TICA – Temperatura Intercrítica
 Ty – Temperatura de Austenitização
 TIBT – Temperatura de Transformação Isotérmica da Bainita
 tICA – Tempo de permanência na Temperatura Intercrítica
 tIBT – Tempo de Transformação Isotérmica da Bainita
 TRIP – Transformation induced-plasticity (Plasticidade induzida por transformação)
 Ti – Titânio
 RSEW – Resistance Seam Welding (Solda resistência por costura)
 RSW – Resistance Spot Welding (Solda resistência por ponto)
 SAE – Society of Automotive Engineers
 Si – Silício
 ZTA – Zona Termicamente Afetada
 ZF – Zona fundida

SUMÁRIO

1) INTRODUÇÃO	12
2) OBJETIVO	13
3) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	14
3.1) AÇO TRIP	14
3.1.1) ASPECTOS METALÚRGICOS – PROCESSAMENTO	14
3.1.2) A INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO PROCESSAMENTO	17
3.1.3) ASPECTOS MICROESTRUTURAIS	20
3.1.4) COMPORTAMENTO MECÂNICO	23
3.2) SOLDA RESISTENCIA POR COSTURA	27
3.2.1) CLASSIFICAÇÕES RSEW	28
3.2.2) VANTAGENS E LIMITAÇÕES	31
3.2.3) RESFRIAMENTO DA SOLDA	32
3.2.3) MÁQUINAS DE SOLDA COSTURA	33
3.2.4) SELEÇÃO E TIPOS DE ELETRODOS	34
4) METODOLOGIA	36
4.1) MATERIAL	36
4.2) SOLDABILIDADE	37
4.3) PREPARAÇÃO DOS CORPO DE PROVA	37
4.4) EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA SOLDAGEM	37
4.5) SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA	38
4.6) ENSAIO DE LIQUIDO PENETRANTE	38
4.7) ENSAIO DE ARRANCAMENTO	38
4.8) MICRO DUREZA VICKERS	39
4.9) ANÁLISE METALOGRÁFICA	40
5) RESULTADOS E DISCUSSÃO	42
5.1) PROCESSO DE SOLDAGEM	42
5.2) ENSAIO DE LIQUIDO PENETRANTE	44
5.3) ENSAIO DE ARRANCAMENTO	45
5.4) ENSAIO DE DUREZA	46
5.5) ENSAIO METALOGRAFICO	47
6) CONCLUSÃO	50
7) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	51

1) INTRODUÇÃO

As chapas feitas com aços avançados de alta resistência, são uma das principais respostas da siderurgia, no que condiz aos desafios impostos por seus clientes, em sua busca por maior competitividade e atendimento às restrições ao consumo de energia e aos danos ao meio ambiente. O caso da indústria automobilística é emblemático, já que ela precisa reduzir cada vez mais o peso de seus produtos para minimizar seu consumo de combustível e diminuir, assim, o custo e os danos ecológicos associados a seu uso. Chapas de aço de menor espessura com maior resistência mecânica permitem reduzir o peso das peças sem a perda de suas características originais. Contudo, há casos em que um aumento da resistência leva à redução da conformabilidade do material, o que afeta a liberdade de *design*. A solução para essa limitação foi a aplicação de um material de características microestruturais complexas para conciliar, tanto quanto possível, essas demandas aparentemente contraditórias.

Um dos aços atualmente utilizados para atender essa demanda é o aço TRIP. A soldagem desse aço já é amplamente utilizada no processo GMAW e também RSW onde se obtém resultados satisfatórios. Porém não existe ainda na indústria nacional muito estudo sobre a soldagem desse aço pelo processo RSEW. Portanto, a presente monografia procurará avaliar a utilização do processo de soldagem resistência por costura (RSEW) para a união de chapas de aço TRIP de 1,0 mm de espessura.

A soldagem por resistência compreende um grupo de processos de soldagem nos quais o calor necessário à formação da junta soldada é obtido pela resistência à passagem da corrente elétrica através das peças. O aquecimento da região da solda ocorre pela passagem de corrente elétrica reduzindo a resistência mecânica do material permitindo com isto através de aplicação de pressão localizada uma deformação e, em alguns destes processos, a fusão localizada e realização da solda.

O processo de soldagem de resistência por costura é muito similar à soldagem por pontos (RSW). As principais diferenças são a utilização de eletrodos na forma de disco, que podem se deslocar ao longo da junta com uma dada velocidade e aplicação de uma sequência de pulsos de correntes enquanto os eletrodos se movem.

2) OBJETIVO

O trabalho propõe a realização de uma revisão bibliográfica sobre aço TRIP, sua aplicação na indústria automobilística e sobre o processo de soldagem RSEW.

Em complemento, serão executados testes de soldagem em corpos de provas pelo processo RSEW por rolo no aço TRIP DP 780, micrografia para análise da microestrutura resultante e a partir da junta soldada obtida serão efetuados ensaios destrutivos e não destrutivos.

3) REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1) AÇO TRIP

3.1.1) ASPECTOS METALÚRGICOS – PROCESSAMENTO

O desenvolvimento recente dos aços TRIP mostra que muitas das propriedades mecânicas apresentadas por este material são dependentes em primeira análise da estabilidade de algumas fases residuais presentes em sua microestrutura. Os aços TRIP modernos são produzidos basicamente de duas maneiras: laminados a quente e/ou laminados a frio e recozidos. A Figura 1 mostra um diagrama do perfil de tempo x temperatura típico para a produção de um aço TRIP laminado a quente.

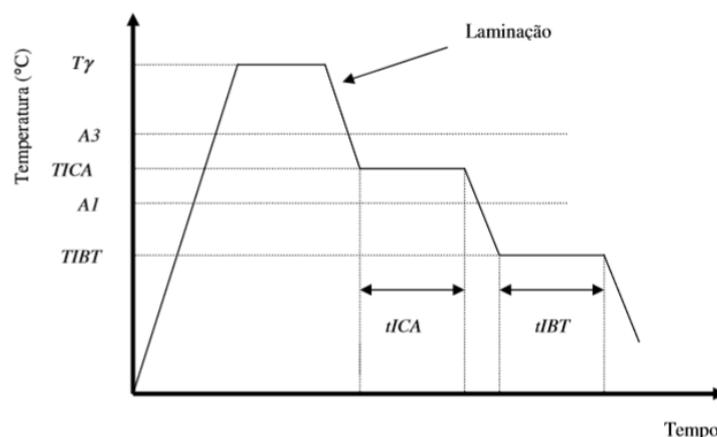


Figura 1: Perfil tempo x temperatura típico de um aço TRIP laminado a quente (Editado de ENGL et al. 1998)

Primeiramente as placas são aquecidas e mantidas por tempo suficiente para que ocorra a homogeneização da microestrutura na temperatura de austenitização (T_{γ}), seguido de remoção de carepa e laminação a quente em temperaturas decrescentes. Em seguida, o material é recozido numa temperatura intercrítica (TICA) onde $A1 < TICA < A3$, durante um tempo determinado (t_{ICA}), sendo A1 e A3 respectivamente os limites inferior e superior de faixa de temperatura intercrítica do aço. Depois ocorre um resfriamento rápido até uma temperatura (TIBT) para a formação isotérmica da Bainita que acontece aproximadamente entre 300° e 500°C sendo superior à temperatura M_s do aço. Durante o resfriamento rápido desde a temperatura intercrítica (TICA) para a temperatura de transformação isotérmica da Bainita (TIBT) é previsto que certa quantidade da austenita se transforme em ferrita.

O material é então bobinado quando se aproxima da temperatura de transformação isotérmica da Bainita (TIBT), permanecendo num estado isotérmico ou aproximado do mesmo durante algum tempo (tIBT). A Figura 2 (BLECK, 2002) mostra um esquema de resfriamento proposto para a produção de tiras a quente de aços TRIP, sendo este comparado com um esquema estabelecido para a produção de aços Dual Phase.

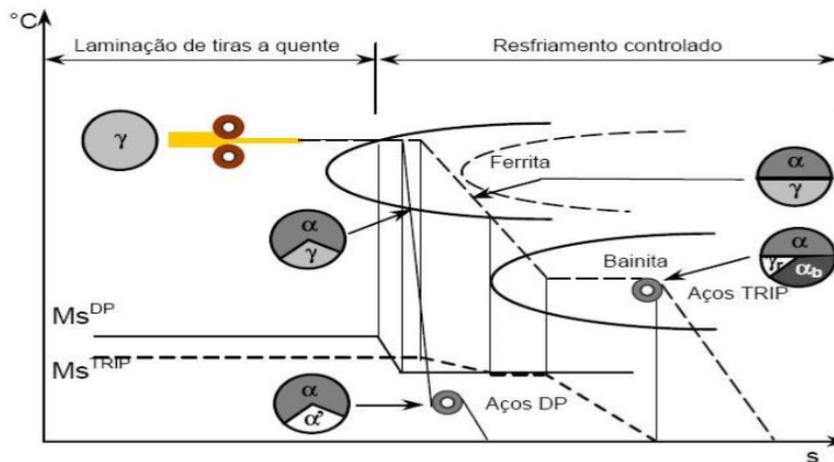


Figura 2: Esquema de resfriamento controlado para aços Dual Phase e TRIP propostos por BLECK, 2002

A Figura 3 (BLECK, 2002) mostra um diagrama geral de processamento dos aços Dual Phase e aços TRIP.

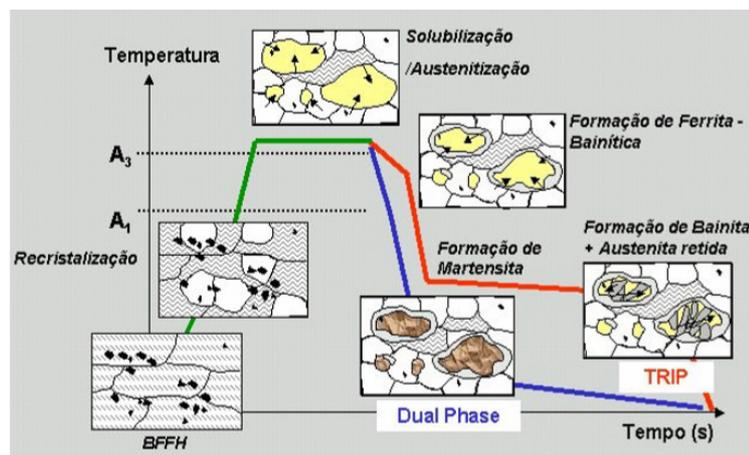


Figura 3: Diagrama Geral de Processamento dos Aços Dual Phase e Aços TRIP (Editado de BLECK, 2002).

Para os aços Dual Phase, a taxa de resfriamento deve ser baixa o suficiente de modo a possibilitar que aproximadamente 85% da austenita se transforme em ferrita, acarretando um enriquecimento de carbono da austenita remanescente. Conjuntamente, a taxa de resfriamento deve ser alta o suficiente para evitar a

formação de perlita e bainita e garantir a formação de martensita durante o bobinamento a temperaturas baixas. Portanto, neste esquema, é necessário inserir um tratamento na faixa de temperaturas intercríticas de modo a se ter um controle da cinética de formação máxima da ferrita.

Para aços TRIP de baixa liga é aplicada uma taxa de resfriamento ainda mais baixa, uma vez que a formação da ferrita é atrasada devido ao efeito dos elementos de liga e às concentrações mais altas de carbono. Da mesma forma que ocorre nos aços Dual Phase, nos aços TRIP é necessário um controle da velocidade de resfriamento na mesa de acabamento do laminador de tiras a quente de modo a obter de 50 a 60% de ferrita pró-eutetóide. Entretanto, nos aços TRIP é necessário que o bobinamento seja realizado na faixa de temperatura da formação de bainita (ao redor de 400° a 500 °C), para ser obtido entre 25 a 40% de bainita entremeada de 5 a 15% de austenita retida (BLECK, 2002). A austenita retida é metaestável, pois o enriquecimento da austenita pelo carbono remanescente das transformações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) desloca a temperatura de início de formação de martensita para temperaturas inferiores que a temperatura ambiente.

Quando a rota de produção do aço TRIP envolve laminação a frio, é fundamental que o estado de partida do aço apresente alta ductilidade, o mesmo é conquistado como consequência da presença de uma microestrutura constituída por ferrita e perlita. Essa microestrutura origina-se da aplicação de uma temperatura de bobinamento muito alta, ao redor de 700 °C, segundo (BLECK, 2002).

Após a laminação a frio, o material é então submetido a um tratamento térmico (reaquecido no forno de recozimento/linha de zincagem contínua) até uma temperatura intercrítica. Este tratamento intercrítico é composto por duas etapas, à primeira consiste no recozimento intercrítico, na faixa de temperaturas entre 780° e 880 °C, já a segunda etapa compreende ao resfriamento rápido até atingir a faixa de temperatura entre 350° e 500 °C, constatando que a maior parte da austenita é transformada em bainita, seguido de um resfriamento ao ar.

A Figura 4 mostra um esquema do recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio (BLECK, 2002).

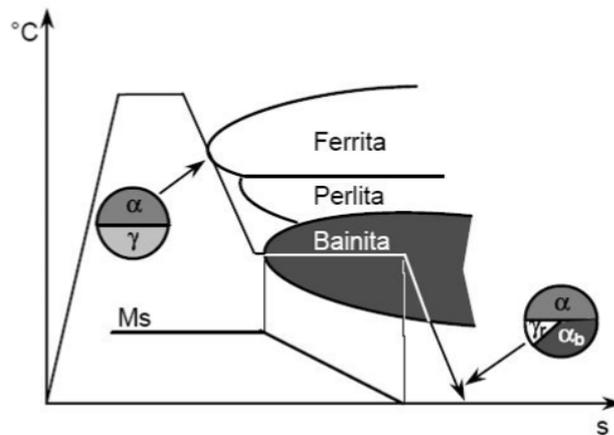


Figura 4: Esquema de recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio proposto por BLECK (2002).

A microestrutura após o recozimento intercrítico apresenta uma porcentagem aproximadamente igual de ferrita e austenita, mas ao contrário da microestrutura dos aços TRIP laminados a quente, parte da ferrita já estava na microestrutura antes do recozimento, e pode ser avaliado que outra parte se formou durante o resfriamento a partir da temperatura intercrítica. De um modo geral, as frações volumétricas dos diferentes produtos de transformação, obtidas através do recozimento intercrítico (após a laminação à frio) são análogas às obtidas nos aços multifásicos laminados a quente.

O resfriamento é interrompido acima da temperatura de início de transformação martensítica (M_s). Taxas muito baixas de resfriamento podem diminuir a fração de austenita retida em decorrência do aumento das quantidades de ferrita e perlita. Altas taxas não são favoráveis à transformação austenítica. Se o nível de carbono remanescente na austenita é baixo, ocorre a formação de martensita, gerando altos níveis de resistência à tração e baixa ductilidade.

3.1.2) A INFLUÊNCIA DOS ELEMENTOS DE LIGA NO PROCESSAMENTO

A figura 5 mostra um diagrama TTT simplificado (BLECK, 2002) onde estão resumidos os efeitos principais dos elementos de liga no processamento dos aços TRIP. O conhecimento das ações e interações destes elementos é fundamental para a compreensão do desenvolvimento microestrutural e para o controle das transformações de fase de austenita para ferrita com diferentes quantidades de carbono. Segundo (BLECK, 2002), este diagrama resume que para os aços TRIP a

supressão da precipitação de carbonetos durante a transformação bainítica (gerada principalmente pelos teores de Silício e Alumínio) parece ser de fundamental importância no processo de fabricação do referido material.

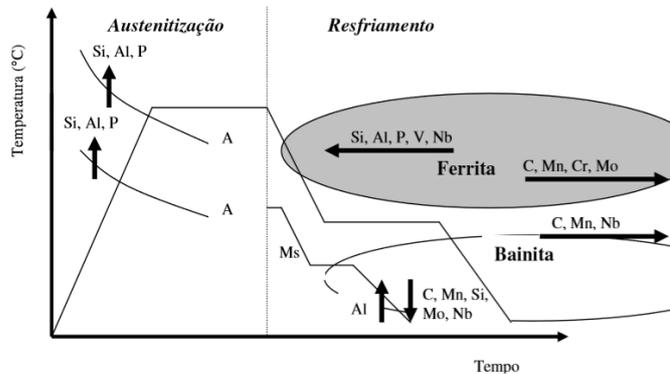


Figura 5: Efeitos dos principais elementos de liga no processamento de aços TRIP (BLECK, 2002)

Os elementos de liga mais importantes para este aço são C, Mn, Si, P e Al.

O EFEITO DO CARBONO

O carbono é o principal elemento de liga pelo qual todas as transformações de fase são notavelmente afetadas e através do qual a microestrutura final e as propriedades mecânicas são controladas. A concentração de carbono é um dos fatores de que depende a estabilidade da austenita, o que torna possível a presença de austenita retida na temperatura ambiente. Entretanto, outras exigências tais como a soldabilidade, limitam o teor de carbono a valores em torno de 0,25%.

O EFEITO DO MANGANÊS

Primeiramente, o manganês é um elemento estabilizante da austenita. Verifica-se em (SVERDLIN et al, 1997) que para a adição de 1% em massa de Mn ocorre uma redução de 50°C na temperatura Ms. Esta é a maior redução entre os elementos substitucionais. Grandes adições de Manganês são usadas na fabricação de vários aços TRIP e estão na ordem de 1,5 a 2,5% em massa (JAQUES et al, 1998). Devido à propensão do manganês em estabilizar a austenita, ele contribui grandemente para a fração volumétrica de austenita retida.

O manganês também aumenta a solubilidade do carbono na austenita, permitindo um enriquecimento adicional e diminuindo a velocidade da reação perlítica, aumentando as faixas de resfriamento. O manganês juntamente com o silício, pode

afetar a tensão superficial do aço prejudicando ou até impossibilitando o processo de zincagem por imersão a quente (ZHAO, 1992).

O EFEITO DO FÓSFORO

Aumentando-se a quantidade de fósforo aumenta-se proporcionalmente a quantidade de austenita retida, principalmente quando este está na presença de Si ou Al (BLECK, 2002). Este comportamento é atribuído à ocorrência de diversos fatores que atuam simultaneamente. Primeiramente, o fósforo e o silício inibem a formação de carbonetos, deixando mais carbono em solução para enriquecimento da austenita. Outro fator a considerar é que o fósforo é um elemento que provoca maior dureza no aço e maior resistência mecânica quanto está em solução sólida pelo aumento da contração interna da matriz. Esta contração pode aumentar a retenção da austenita (CHEN et al, 1989).

O EFEITO DO SÍLÍCIO

O silício não é um elemento estabilizante da austenita. Na verdade ele eleva a temperatura eutetóide e reduz significativamente a atividade do carbono na ferrita (SMITH, 1993). Entretanto é usual se adicionar quantidades de silício nos aços TRIP variando de 1,5 a 2,5% em massa com o objetivo de aumentar a porcentagem de austenita retida (TSUKATANI et al, 1991).

A explicação para a contradição exposta acima (Si não estabiliza a austenita, mas pode colaborar para aumento de sua quantidade) é a de que o silício diminui a velocidade de precipitação de carbonetos, especialmente da cementita, por ser um elemento grafitizante. O silício tem baixa solubilidade na cementita, ou seja, aços com alto teor de silício não criam condições adequadas para a formação de cementita dificultando a consequente formação de perlita. Assim uma maior quantidade de carbono permanece livre para enriquecer a austenita e favorecer sua estabilização, diminuindo a temperatura de início de formação da martensita (DE MEYER et al, 1999).

O EFEITO DO ALUMÍNIO

O Alumínio tem um comportamento muito similar ao do silício, ou seja, dificulta a precipitação de carbonetos. Alguns estudos mostram que o alumínio sozinho podem ser substituídos em todo, ou em partes, pelo silício em aços TRIP devido ao seu baixo potencial de endurecimento por solução sólida. (TRAIANT, 2000). O Alumínio também pode ser classificado como formador de ferrita, mesmo que não seja solúvel na

cementita, apresenta um efeito mais fraco na supressão da formação de carbonetos, quando comparado com o Silício. (VERLINDEN et al, 2001). Como desvantagem do uso do alumínio, pode-se mencionar o aumento acentuado da temperatura Ms.

O EFEITO DO NIÓBIO

Sendo o nióbio um elemento fortemente formador de carbonetos, ele atua como refinador de grãos. Durante as transformações da austenita em ferrita próeutetóide e para ferrita bainítica, a taxa de nucleação desses microconstituintes é muito aumentada, levando a um enriquecimento maior de carbono na austenita remanescente nessas transformações, favorecendo a estabilidade da mesma.

Isso conduz a uma maior conformabilidade, devido ao aumento do efeito TRIP associado à austenita remanescente.

A presença do nióbio em solução sólida pode favorecer o enriquecimento de carbono da austenita, resultando assim na sua estabilidade (BLECK et al, 1998).

3.1.3) ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

Um número muito grande de estudos está sendo desenvolvido objetivando-se o endurecimento por deformação em aços multifásicos, como é o caso do aço TRIP (PARISH, 2000). Para a explicação do mecanismo de endurecimento por deformação que acontece nos aços multifásicos, alguns pesquisadores estão aplicando a teoria do endurecimento por deformação proposta por Ashby em seus trabalhos a respeito da deformação plástica de materiais não homogêneos (ASHBY, 1970). O aumento da fração volumétrica de uma segunda ou terceira fase (austenita e/ou martensita) resulta em um aumento de resistência mecânica e também em um aumento do endurecimento por deformação (encruamento).

O controle da transformação de austenita retida metaestável em martensita durante a deformação é um dos aspectos mais importantes para se definir o comportamento mecânico dos aços multifásicos de baixa liga. Em geral, isso requer que a deformação seja realizada acima da temperatura de início de transformação martensítica, mas abaixo de uma temperatura que caracteriza a instabilidade mecânica da fase austenítica.

Durante o resfriamento contínuo até a temperatura ambiente, a austenita pode se transformar espontaneamente em martensita, sem a necessidade de deformação, caso não esteja suficientemente enriquecida com carbono. Geralmente, os sítios

preferenciais de nucleação são os defeitos do reticulado cristalino, tais como defeitos pontuais, lacunas, discordâncias, defeitos de empilhamento, maclas, interfaces e pequenos precipitados.

A transformação de austenita para martensita influencia diretamente nos mecanismos de arranjo das discordâncias. Faz-se uma analogia ao fenômeno da maclagem por que desta maneira se consegue compreender a maioria dos parâmetros que exercem influência direta na propagação e que influenciam diretamente a transformação martensítica (MOULIN, 2001).

Nos sítios preferenciais para nucleação citados acima, existem certos arranjos atômicos favoráveis para a nucleação da martensita, os quais poderiam ser transformados em martensita estável, através de vibrações térmicas dos reticulados, ou mesmo por tensões aplicadas (BHADESHIA, 2001). Além disso, o crescimento das placas de martensita é impedido pelos contornos de grãos. Isso mostra que materiais com grãos finos tendem a apresentar uma maior estabilização da austenita (BHADESHIA, 2001).

A aplicação de tensões ou deformações produz um aumento na quantidade de defeitos cristalinos na austenita, em ênfase do número de discordâncias, o que aumenta a quantidade de sítios para o início da transformação martensítica. Muita deformação pode introduzir restrições ao crescimento dos núcleos, em decorrência das tensões internas produzidas. Esse efeito de estabilização também pode ser provocado pela deformação plástica devido à acomodação das tensões em torno de uma placa de martensita formada, sem a aplicação de forças externas (BHADESHIA, 2001).

Acima da temperatura de início de transformação martensítica (M_s), a austenita pode se transformar em martensita sob deformação. De acordo com a figura 6 (BLECK, 2002), as temperaturas $M_{s\sigma}$ e M_d (sob aplicação de tensão ou quando deformada) são normalmente utilizadas para descrever a estabilidade da austenita, visto que elas definem a resistência que o material oferece à transformação na presença de tensão ou deformação. A temperatura $M_{s\sigma}$ é aquela na qual a natureza da transformação da austenita retida em martensita muda da assistida por tensão para induzida por deformação.

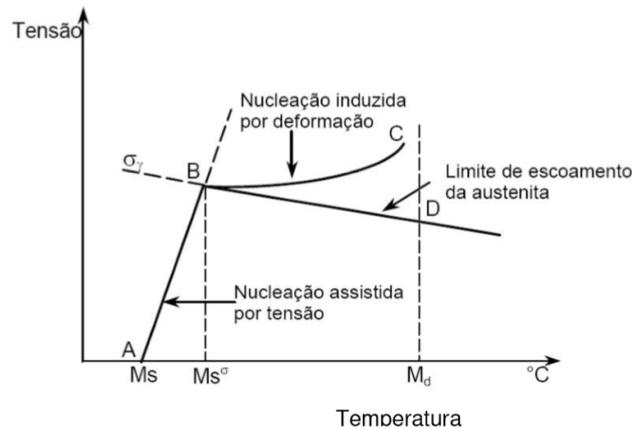


Figura 6: Esquema que mostra a mudança de nucleação da martensita assistida por tensão para induzida por deformação, dependendo da temperatura e da tensão (BLECK, 2002).

Entre M_s e $M_{s\sigma}$ (trecho AB), a nucleação é originada somente por esforços do tipo elástico, e ocorre em muitos sítios onde a martensita poderia ser originada por resfriamento (abaixo de M_s) tais como: subestruturas de deformação e configurações de discordâncias.

Na temperatura $M_{s\sigma}$ a tensão necessária para iniciar a transformação martensítica é igual ao limite de escoamento da austenita (ponto B). Acima desta temperatura (trecho BC), a austenita é deformada e a nucleação da martensita é induzida por deformação plástica, sendo que a tensão correspondente permanece aproximadamente constante (início do trecho BC). Neste caso, a nucleação da martensita depende da formação de novos sítios, os quais aparecem como produto das interações entre as discordâncias. As intersecções das bandas de cisalhamento na austenita metaestável têm se mostrado como sítios efetivos para a nucleação da martensita induzida por deformação. As bandas de cisalhamento podem se apresentar na forma de martensita ϵ' , maclas mecânicas, ou grupos densos de defeitos de falhas de empilhamento. Quando se atinge uma temperatura M_d , a transformação de austenita em martensita é suprimida devido à estabilidade mecânica da austenita nessa temperatura.

Em aços TRIP de baixa liga, a estabilidade da austenita também depende consideravelmente da geometria e da orientação dos planos atômicos no reticulado cristalino (BLECK, 2002). Uma vez que a transformação da austenita em martensita é acompanhada por uma expansão de volume, a austenita será estabilizada pela presença de uma pressão hidrostática no reticulado. Estima-se que o efeito da tensão hidrostática diminua a temperatura M_s aproximadamente $10\text{ }^\circ\text{C}$ por cada 100 MPa.

A transformação da martensita sob tensão pode ser explicada pelo esquema da Figura 7 (BLECK, 2002), que mostra uma porção do volume da martensita (α') que se forma na austenita (γ) circundada por grãos vizinhos de ferrita (α) e ferrita bainítica (α_b). A variação de volume associado à transformação martensítica dos aços carbono é da ordem de 2 a 5%.

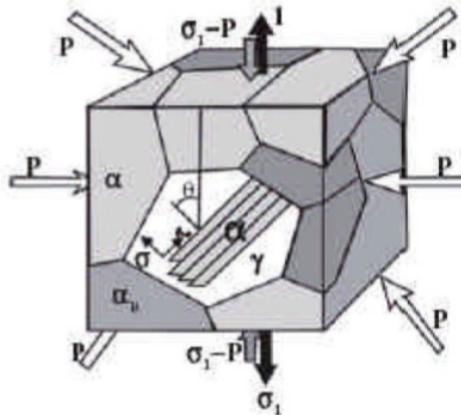


Figura 7: Representação esquemática da transformação martensítica em função da aplicação de esforços triaxiais, durante um ensaio de tração (BLECK, 2002).

Quando há ausência de pressão hidrostática (P), a transformação da austenita retida em martensita com uma tensão de tração aplicada (σ_1) deve-se a uma tensão de cisalhamento (τ) paralela ao plano de hábito (plano preferencial de deformação) e a uma tensão normal (σ) perpendicular a este. Na ausência da tensão de tração, a pressão hidrostática diminui a temperatura M_s devido à tensão de cisalhamento ser igual a zero e a dilatação ser suprimida. Uma interação entre tensão de tração e pressão hidrostática não muda a tensão de cisalhamento, portanto, a austenita retida é sujeita a um estado de tensão com uma razão de cisalhamento-dilatação mais alta que irá suprimir a transformação, mas promoverá o deslizamento na austenita.

3.1.4) COMPORTAMENTO MECÂNICO

Os desafios inerentes ao controle dos parâmetros de processamento para se atingir a microestrutura multifásica, os aços TRIP oferecem combinações de resistência e ductilidade mais altas que os aços Dual Phase

A figura 8 compara as propriedades mecânicas de uma variedade de famílias de aços de alta resistência, assim como de ligas típicas de alumínio e magnésio,

aplicadas nas estruturas dos automóveis, mostrando os atributos favoráveis dos aços TRIP.

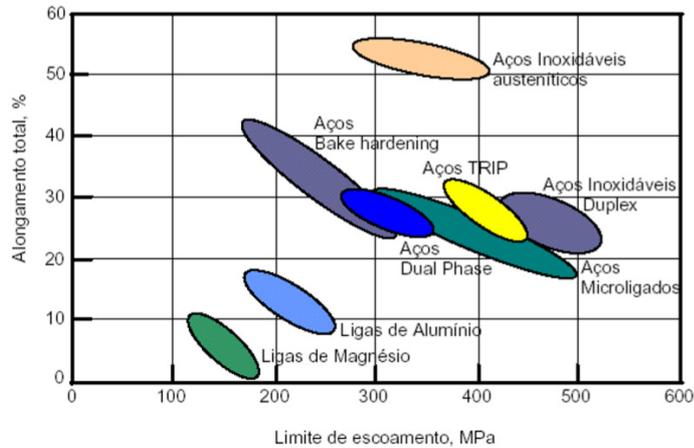


Figura 8: Relação entre alongamento total e limite de escoamento de várias categorias de materiais de alta resistência amplamente utilizados na estrutura dos automóveis modernos, comparando com aços inoxidáveis de alta resistência (ULSAC-AVC, 2001).

Os aços TRIP também apresentam uma elevada taxa de encruamento permitindo que estes materiais absorvam mais energia em testes de Impacto (Crash Test) quando comparados com aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) convencionais.

Em particular, a austenita retida desempenha um importante papel no aumento da absorção de energia dos aços TRIP. A fração de austenita retida e sua distribuição, em geral, também têm mais benefícios que a presença da martensita no processo de conformação, já que o alongamento uniforme aumenta com a elevação da fração de austenita na matriz. A conformabilidade - quantificada como o produto da tensão de resistência e alongamento total – aumenta rapidamente com o aumento da relação austenita/martensita (até aproximadamente 5%) e, em seguida, permanece constante para os aços Dual Phase. Com aumentos além dos 5% citados acima, o Limite de Resistência aumenta e o Alongamento Total diminui. (RIGSBEE et al, 1979). Notadamente, a interpretação mais moderna dos aços TRIP informa que toda a austenita residual se transforma em martensita já nos primeiros estágios de deformação antes da região de estricção (PYCHMINTSEV et al, 2002).

O diagrama da figura 9 mostra a influência da taxa de resfriamento na fração de austenita retida e no limite de resistência para um aço TRIP 700.

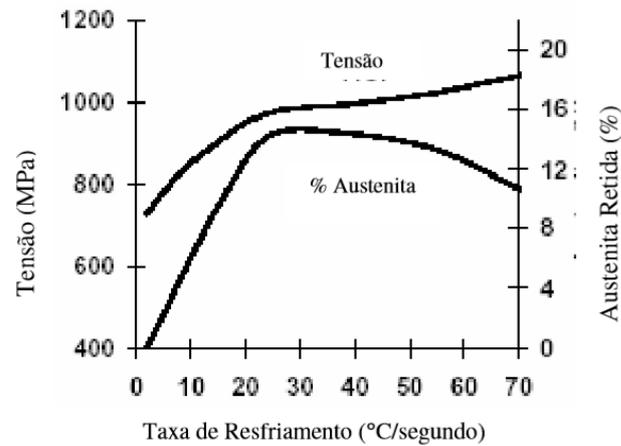


Figura 9: Influência da taxa de resfriamento na fração de austenita retida e no limite de resistência para um aço TRIP 700 (CORNETTE et al, 2001)

O diagrama da figura 10 demonstra uma relação entre resistência à tração, alongamento, fração de austenita retida versus tempo na temperatura de formação da bainita.

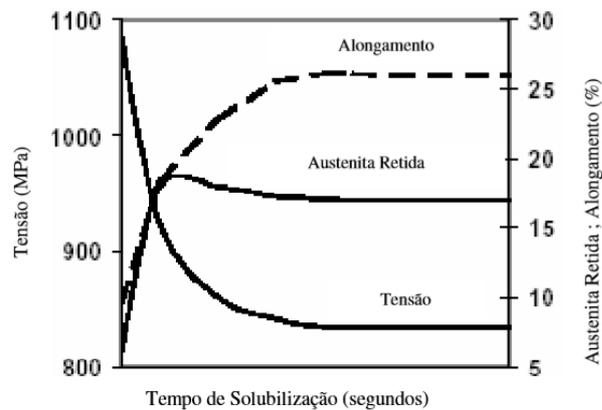


Figura 10: Resistência à tensão, alongamento e fração de austenita versus tempo na temperatura de formação da bainita até 400 °C (CORNETTE et al, 2001)

Estudos apontam um efeito benéfico da presença da austenita nos aços que originalmente não são projetados para contê-la. Verificou-se ainda que se a relação entre limite de escoamento e limite de resistência for menor que 0,6, a presença da austenita retida é muito benéfica para o comportamento mecânico do aço (NAKAOKA et al, 1999).

A figura 11 mostra a relação entre o limite de resistência, porcentagem de alongamento e porcentagem de austenita retida residual para um aço TRIP 800 (CORNETTE, 2001).

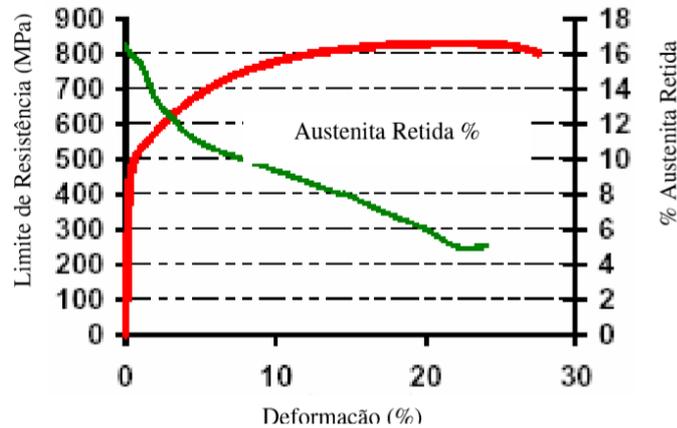


Figura 11: Relação entre limite de resistência, porcentagem de alongamento e porcentagem de austenita retida residual para um aço TRIP 800 (CORNETTE, 2001).

Esta capacidade de encruamento e nível de resistência e alongamento qualifica o aço TRIP 800 para aplicações em peças que, quando solicitadas mecanicamente, absorvem grande quantidade de energia (CORNETTE et al, 2001). Para se aproveitar ao máximo as potencialidades desse material, convém, na fase de concepção das peças, levar em conta as características do metal após conformação e não as do metal plano.

De maneira esquemática, a boa configuração deste aço permite realizar peças de segurança e de estrutura de geometrias simples ou complexas, se o retorno elástico e as suas propriedades forem levadas em consideração desde a concepção inicial do projeto.

Convém ressaltar a importância desta caracterização inicial já que para a obtenção de um bom resultado final na estampagem de chapas originando uma peça livre de falhas, é de fundamental importância o conhecimento de suas propriedades mecânicas e de seus estados de deformação (CADA, 1996).

O grande endurecimento por deformação dos aços TRIP, juntamente com os resultados promissores que este material tem apresentado, constituem especiais interesses para a sua aplicação industrial. No entanto, ainda existem muitas questões científicas pendentes de resposta referentes aos reais fenômenos que regem o comportamento deste material, como por exemplo, uma melhor elucidação dos fenômenos que realmente regem a transformação martensítica por deformação que acontece neste aço.

3.2) SOLDAGEM DE RESISTENCIA POR COSTURA

A soldagem de resistência por costura (RSEW) é um processo no qual o calor gerado pela resistência ao fluxo de corrente elétrica no metal de trabalho é combinada com a pressão para produzir uma costura soldada. A costura resultante consiste numa série de soldas por pontos. As variações do processo de soldagem por costura podem ser classificadas como:

- Soldagem a ponto com rolos (Espaçamento não soldado relativamente grande entre lentes)
- Soldagem a ponto com rolos reforçado (Espaçamento não soldado pequeno entre lentes)
- Soldagem de emenda estanque (Sem espaçamento entre as lentes de solda)

Dois eletrodos em forma de rolos são usados para aplicar a corrente, a força e o arrefecimento até o metal a ser soldado. Quando os dois rolos são utilizados, o acionamento pode ser realizado em um ou ambos os rolos. Este acionamento pode ser direto através de eixos acoplados aos rolos ou por uma unidade auxiliar que aciona o rolo devido ao contato com a sua superfície periférica (Figura 12a). Em algumas aplicações, os rolos ficam inativos (sem acionamento), enquanto a peça de trabalho é movimentada (Figura 12b).

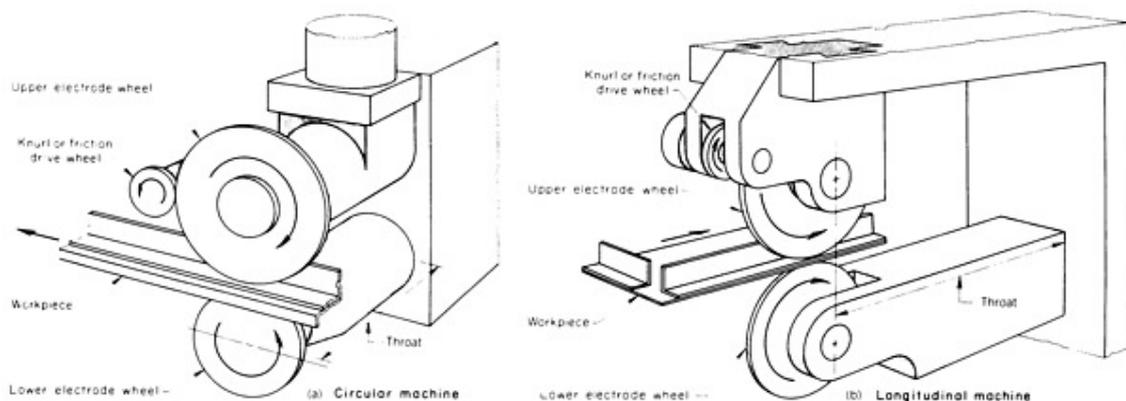


Figura 12: Formas de acionamento dos rolos na solda resistência por costura
WELDING, BRAZING, AND SOLDERING, VOLUME 6 OF THE ASM HANDBOOK Pág 710

Outros sistemas de eletrodos para a soldagem por costura incluem um rolo e uma barra plana oposta ao metal a ser soldado (Figura 13) ou um sistema de alimentação de arame, em que um fio de cobre é introduzido numa ranhura do rolo. Neste processo o fio de alimentação fornece continuamente uma nova superfície de cobre para contato com o metal a ser soldado (Figura 14).

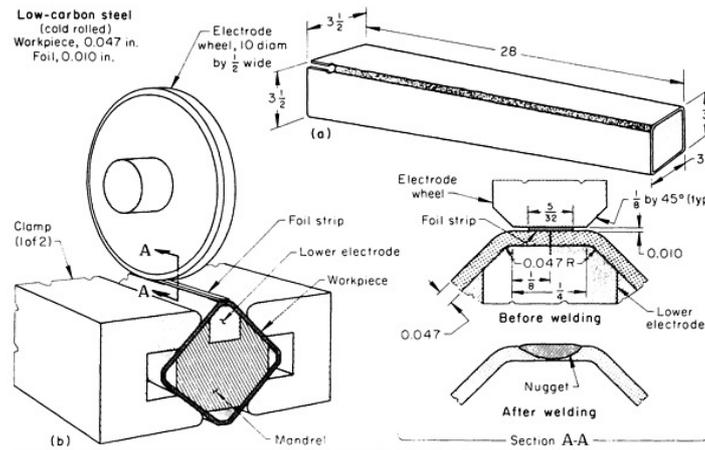


Figura 13: Solda resistência por costura com eletrodo em forma de rolo e barra
 WELDING, BRAZING, AND SOLDERING, VOLUME 6 OF THE ASM HANDBOOK Pág 710

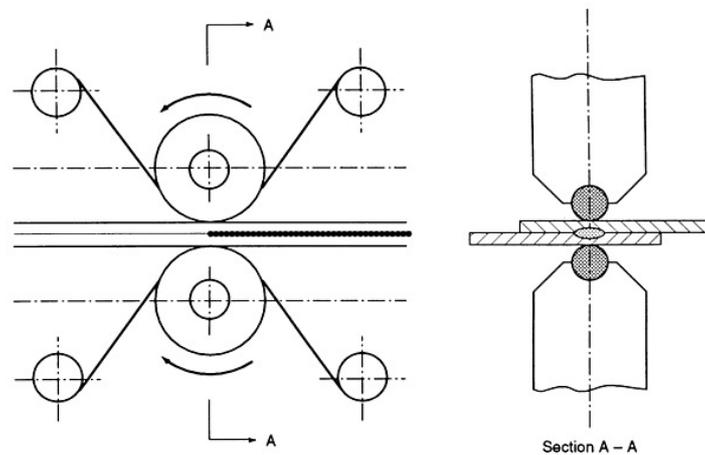


Figura 14: Configuração típica para solda resistência por rolos com fio perdido
 WELDING, BRAZING, AND SOLDERING, VOLUME 6 OF THE ASM HANDBOOK Pág 711

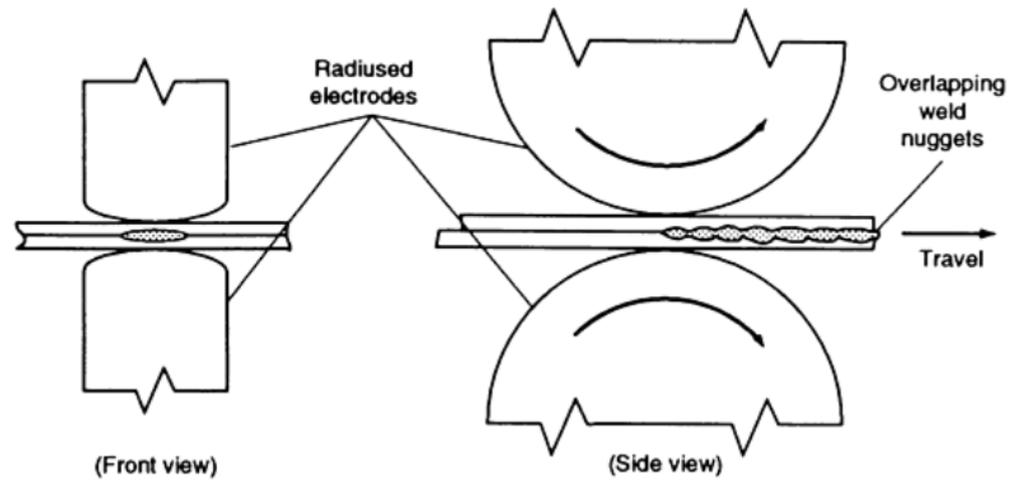
Na soldagem por costura, uma série de pontos de solda é feita sem retrain os rolos (eletrodos) ou liberar a força entre pontos. Os rolos podem girar de forma contínua ou intermitente. A velocidade de soldagem, a corrente de trabalho, o sistema de arrefecimento, a força de aplicação, a forma e o diâmetro do rolo estão todos interligados e devem ser cuidadosamente selecionados para otimizar o processo e produzir uma solda com qualidade.

3.2.1) CLASSIFICAÇÕES RSEW

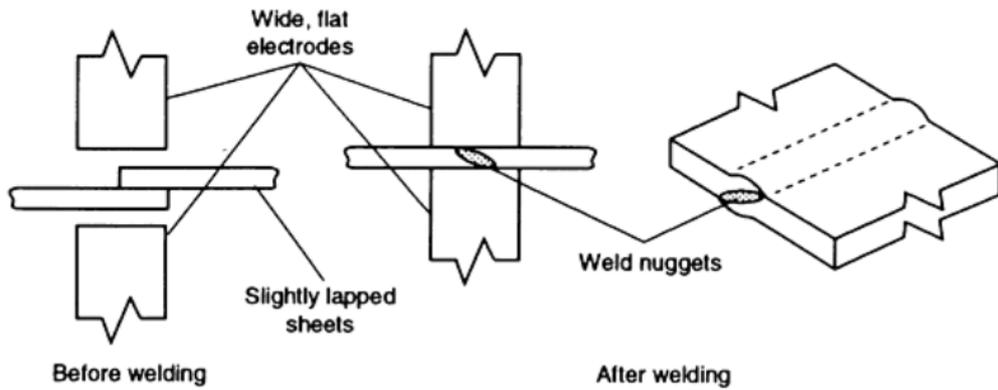
Solda costura sobreposta Figura 15 (a). Solda em que as peças são sobrepostas o suficiente para evitar que as suas bordas se tornem parte da solda. Essas soldas são comuns em aplicações automotivas, como tanques automotivos de combustível, conversores catalíticos, silenciadores e aplicações como trocadores de calor, tanques de água e certos tipos de latas.

Solda costura por esmagamento Figura 15 (b). Solda em que as chapas são sobrepostas de uma a duas vezes a sua espessura. A área de solda é forjada ou amassada para baixo durante a soldagem a uma sobreespessura de 5 a 25% maior do que uma única folha de espessura. Aplicações típicas incluem tambores, baldes, garrafas revestidas a vácuo, latas de aerossol, tanques de água e bobina de usina siderúrgica. Folhas de espessuras e/ou com revestimentos diferentes podem ser soldadas com sucesso por soldagem costura por esmagamento.

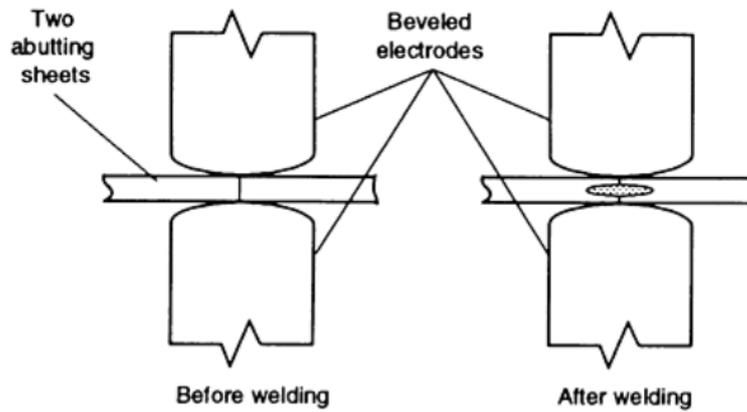
Solda costura de topo Figura 15 (c). Uma solda é classificada como costura de topo quando as faces das duas chapas são posicionadas de frente a outra. A espessura da solda deve ser aproximadamente a mesma, ou ligeiramente inferior, a espessura da chapa a ser soldada. Esse tipo de solda costura é tipicamente reservado para aplicações em que outros processos soldagem para soldar topo não podem ser utilizados (por exemplo, para a soldagem de tubos e de chapa em vagões).



(a) Lap seam weld



(b) Mash seam weld (front view)



(c) Butt seam weld (front view)

Figura 15: Tipos de solda a resistência por costura
WELDING, BRAZING, AND SOLDERING, VOLUME 6 OF THE ASM HANDBOOK Pág 709

3.2.2) VANTAGENS E LIMITAÇÕES

As *vantagens* da soldagem de resistência por costura, em comparação com a por resistência a ponto, por projeção e soldagem a laser, são:

- Juntas estanques a prova de gás podem ser produzidos (não é possível com a soldagem por ponto ou por projeção).
- A largura da solda por costura poderá ser menor que o diâmetro da lente da solda a ponto, pois o contorno eletrodo pode ser continuamente perfilado determinando a área de contato eletrodo/peça.
- Soldagem de alta velocidade (especialmente em chapas finas).
- O custo é geralmente favorável por metro de peça soldada.
- Aços revestidos são geralmente mais soldáveis e utilizados em soldagem por costura em relação à soldagem por ponto, pois os resíduos do revestimento podem ser removidos continuamente nos rolos (eletrodo), se tomadas disposições especiais.
- Aços revestidos são geralmente mais soldáveis com soldagem por costura em relação à soldagem a laser, visto que a volatilização do revestimento é minimizada pelo campo de pressão intenso na zona de solda.
- A dureza da solda por costura com refrigeração a ar é menor do que de soldas a laser.

As *limitações* da soldagem por costura, em relação à soldagem por ponto e por projeção, são:

- Soldagem normalmente deve ser realizada em um único plano ou sobre uma superfície uniforme.
- Obstrução ao longo do caminho do rolo (eletrodo) deve ser evitada ou compensada no design do rolo.
- O material soldado deve ser manuseado com cuidado durante a soldagem, pois a zona fundida é frágil.
- Peças com solda por costura com juntas cruzadas podem ser fragilizadas nos cruzamentos.
- Refrigeração externa a água nos eletrodos e na zona soldada pode ser solicitada para soldagem de alta-velocidade. Refrigeração externa pode

aumentar o custo devido ao dispositivo para contenção e remoção de água após a soldagem.

- Materiais que requerem tratamento térmico de têmpera não devem ser soldados por costura sem considerações especiais.
- Peças cromadas e pintadas não são soldadas por costura.

3.2.3) RESFRIAMENTO DA SOLDA

O sistema de arrefecimento durante a soldagem é muito importante para o controle do processo de soldagem da costura. O seu papel principal é o de minimizar os danos térmicos para as superfícies exteriores da solda, enquanto a interface entre as peças está sendo aquecida acima do ponto de fusão. Os elementos-chave para o sucesso do sistema de resfriamento da solda são:

- Material dos rolos (condutividade térmica e elétrica).
- Perfil dos rolos (raio)
- Limpeza dos rolos (Deve existir dispositivo para limpeza dos rolos particularmente quando o material soldado for revestido)
- Sistema de refrigeração dos rolos
- Refrigeração com água aplicada diretamente na solda (se aplicável)

A água de refrigeração para as rodas de soldagem costura podem ser interno ou externo. Sistemas de refrigeração internos são utilizados para resfriar os rolos, mas não a solda. A principal vantagem de arrefecimento interno é que o processo é seco. A peça de trabalho, a máquina, e o operador não tem contato com a água. O custo de instalação de drenos de piso e instalações de contenção de água são evitados. Também não é necessário instalar dispositivos para remover a água do interior da peça de trabalho (como no caso de depósitos de gasolina para automóveis). No entanto, o sistema arrefecido internamente pode custar mais devido aos custos de usinagem adicionais. Assim, os custos de funcionamento para arrefecimento interno podem ser mais elevados do que para arrefecimento externo. Alguns sistemas internos não arrefecem diretamente o rolo, mas apenas o eixo da roda.

Por outro lado, com arrefecimento externo, bicos de pulverização são direcionados com alguma precisão no ponto de separação dos rolos de trabalho. Os benefícios de arrefecimento externo incluem:

- Danos térmicos na superfície da solda e no revestimento são evitados para melhorar a soldabilidade;
- Redução na distorção da soldagem;
- Redução dos fumos durante a soldagem;
- Melhora da limpeza na região de solda porque a água é aplicada no ponto mais quente do rolo;
- Maior resistência da solda em certos processos de soldagem de costura principalmente quando este é por esmagamento;

3.2.3) MÁQUINAS DE SOLDAGEM POR COSTURA

Uma máquina de soldagem por costura é de construção semelhante a uma máquina de soldagem por pontos, exceto que as rodas de um ou dois eletrodos são substituídos pelos rolos de soldagem por pontos.

A maioria das máquinas de soldagem de costura é alimentada por corrente alternada (AC), algumas são projetadas para uso com corrente contínua (DC), outras com alta frequência (16,5 kHz) na linha de alimentação básica. Há também máquinas de soldagem de costura de energia armazenada, mas este tipo é pouco utilizado no mercado. Fontes de alimentação com conversor de frequência de corrente contínua são utilizados para um melhor controle dos impulsos de solda.

TIPOS DE MÁQUINAS

Há quatro tipos básicos de máquinas de soldagem resistência por costura: circulares, longitudinais, universais e portáteis.

Circular. O eixo de rotação dos rolos trabalha em ângulo reto com a parte dianteira da máquina. Este tipo de máquina é usado para o trabalho circular, como, por exemplo, a soldagem de fechamento em recipientes, e para peças planas que exigem longas costuras.

Longitudinal. O eixo de rotação dos rolos é paralelo à parte da frente da máquina, e a profundidade da garganta é aproximadamente de 305 a 915 mm. Este tipo de máquina é usado para a soldagem de costuras longitudinais em trechos pequenos, para a fixação de peças, para instalação de contetores e para fixação de bobinas.

Universal. Um cabeçote do tipo giratório e braços inferiores intercambiáveis permitem que o eixo de rotação dos rolos (eletrodos) gire perpendicularmente ou paralelamente a parte da frente da máquina.

Portátil. A peça é fixada em um acessório, a um cabeçote de soldagem portátil e é movido ao longo da costura de forma manual ou usando um robô. Este tipo de máquina é utilizado quando a peça de trabalho é demasiadamente grande para ser manipulada por uma máquina ou quando é mais prático deslocar o cabeçote de soldagem, em vez de a peça de trabalho. Este tipo de máquina é por vezes usada para unir os lados de telhados em vez de se usar arrebites e também para unir partes da lataria dos automóveis. O cabeçote de soldagem é portátil e se desloca por rodas acionados por motor e um mecanismo com um cilindro de ar que proporciona a força aos rolos de solda.

3.2.4) SELEÇÃO E TIPOS DE ELETRODOS

O tipo de liga e a configuração dos rolos são os principais fatores que determinam a sua seleção.

Classe 1 de cobre: Têm sido utilizados para a soldagem de costura de ligas de alumínio e magnésio e aço galvanizado. A condutividade elétrica mínima da classe 1 de cobre é de 80%. Recentemente, este material tem sido substituído por um material forjado a quente e tratado termicamente (WELDING, BRAZING 1996). Com arrefecimento adequado e parâmetros adequados, as elevadas condutividades elétricas e térmicas deste material tendem a se manter na interface entre os rolos e a peça de trabalho a uma temperatura abaixo do ponto onde descontinuidades metalúrgicas são formadas perto da superfície da solda.

Classe 2 de cobre: São utilizados na soldagem de emenda de aço baixo carbono e aço de baixa liga e é normalmente feito pelo processo de forjamento e tratado termicamente. Sua condutividade mínima é de 75% e a sua dureza mínima de 65 HRB. Este rolo (eletrodo) funciona bem com todos os tipos de aço revestidos, mas a otimização metalúrgica de parâmetros de soldagem e provisões para manutenção são críticos para o bom desempenho da soldagem de aços revestidos.

Classe 3 de cobre: São utilizados para soldagem de juntas com condutividades elétricas mais baixas, como o aço inoxidável, níquel cromo e ligas de Monel. No entanto, a classe 3 é usada com ventilação especial, pois devido a

liberação de partículas de berílio dispostas na atmosfera durante a soldagem ou usinagem representam perigo a saúde.

4) METODOLOGIA

4.1) MATERIAL

O material utilizado neste trabalho é um aço TRIP DP 780 (este é o nome comercial; não há norma SAE ou ASTM que o contemple), com espessura de 1,0 mm, laminado a frio. Sua composição química e propriedades mecânicas estão listadas nas Tabelas 1 e 2, respectivamente.

Tabela 01 - Composição química do aço TRIP DP 780 empregado neste estudo (% em peso)

C (Carbono)	0,2000	V (Vanádio)	0,0040
Si (Silício)	1,2900	Ti (Titânio)	0,0040
Mn (Manganês)	1,6200	Cr (Cromo)	0,0300
P (Fósforo)	0,0290	Ni (Níquel)	0,0200
S (Enxofre)	0,0060	Sn (Estanho)	0,0030
Al (Alumínio)	0,0270	N (Nitrogênio)	0,0064
Cu (Cobre)	0,0300	B (Boro)	0,0001
Nb (Nióbio)	0,0040	Mo (Molibdênio)	0,0000

Obs.: Dados fornecidos pelo certificado da usina Usiminas

Tabela 2 - Propriedades mecânicas do aço TRIP DP 780 empregado neste estudo.

LIMITE DE ESCOAMENTO (MPa)	LIMITE RESISTENCIA (MPa)	ALONGAMENTO (%)
520	830	30

Obs.: Dados fornecidos pelo certificado da usina Usiminas

4.2) SOLDABILIDADE

Para cálculo do carbono equivalente foi utilizada a fórmula dada pelo IIW (International Institute of Welding):

$$C_{eq} = \%C + \frac{\%Mn}{6} + \frac{\%Cr + \%Mo + \%V}{5} + \frac{\%Ni + \%Cu}{15}$$

$$C_{eq} = 0,20 + \frac{1,62}{6} + \frac{0,03 + 0 + 0,04}{5} + \frac{0,02 + 0,03}{15}$$

$$C_{eq} = 0,48$$

Apesar do carbono equivalente ser relativamente elevado ($>0,40$), os corpos de prova serão soldados sem o pré-aquecimento devido à baixa espessura da chapa (1mm).

4.3) PREPARAÇÃO DOS CORPO DE PROVA

Foram preparados 12 (doze) corpos de provas nas medidas 50,0 x 200,0 x 1,0mm, que foram usados em duplas nos testes de soldagem formando uma junta sobreposta.

4.4) EQUIPAMENTO UTILIZADO PARA SOLDAGEM

A máquina utilizada para fazer a solda de costura foi a de soldagem por rolos pelo processo fio perdido modelo Soutec Coutour, Figura 16. Foi utilizado um fio de cobre com $\varnothing 2,5$ mm para fazer o contato entre as peças evitando o contato dos rolos com as mesmas a fim de aumentar a vida útil dos rolos passando por um perfilador para dar o formato ideal ao fio de cobre.

As principais características da máquina Soutec Contour são:

- Força máxima de solda 1200 daN
- Velocidade de soldagem máxima da máquina 10.000 mm/min
- Corrente máxima da máquina: 20 kA.

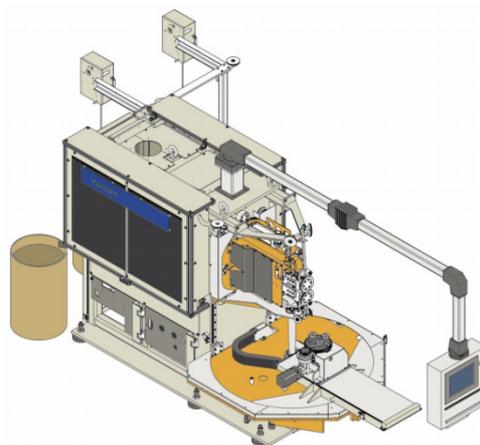


Figura 16: Figura esquemática do equipamento utilizado na soldagem por costura desse trabalho

4.5) SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

Foram empreendidas soldas costura em 12 (doze) corpos de provas, onde foram alterados faixas de valores das parametrizações: velocidade, força e corrente de soldagem. Sendo utilizadas soldas no modo corrente continua (solda sem pausa de resfriamento) e corrente pulsada (solda com pausa de resfriamento) onde ocorreu variação de tempo de condução e o tempo de pausa. Após a solda, foram realizados ensaios visual, líquido penetrante (LP), arrancamento da solda e também micrografia para análise da microestrutura através de microscopia óptica.

4.6) ENSAIO DE LIQUIDO PENETRANTE

Foi realizado ensaio de líquido penetrante (LP) para detecção de descontinuidades superficiais.

O procedimento utilizado para realização do ensaio de Líquido penetrante foi:

- 1 – Escovar a região soldada com escova manual de aço;
- 2 – Aplicar o removedor;
- 3 – Limpar com trapo para retirar excesso do removedor;
- 4 – Aplicar o penetrante;
- 5 – Aguardar 20 minutos;
- 6 – Lavar o corpo de prova com água;
- 7 – Secar o corpo de prova;
- 8 – Aplicar o revelador.
- 9 – Analisar a área onde foi realizado o ensaio

Para análise foi utilizado os critérios de aceitação conforme norma ASTM E165.

4.7) ENSAIO DE ARRANCAMENTO

Esse ensaio consiste no deslocamento das duas chapas para avaliação das dimensões e avaliação do desprendimento do cordão de solda.

As etapas para realização desse ensaio são:

- 1 – Escolher a região a ser analisada;
- 2 – Fazer o corte do corpo de prova;
- 3 – Prender a amostra em uma morsa (ou dispositivo apropriado);

4 – Utilizar ferramenta apropriada para descascamento da solda. A ferramenta deverá estar em um ângulo de 45° em relação a superfície da chapa inferior

5 – Avaliar dimensões e desprendimento do cordão

A figura 17 ilustra um ensaio deste tipo.

A solda estará aprovada se a largura da lente for maior ou igual a duas vezes a espessura da chapa e se não houver desprendimento da solda na chapa. Portanto, a chapa deverá rasgar na ZTA e a solda permanecer intacta.



Figura 17: Foto exemplificado o ensaio de arrancamento na solda costura

4.8) MICRO DUREZA VICKERS

Para realização do ensaio de dureza será utilizado o microdurômetro Modelo HMV-2000 que é mostrado na Figura 18.

O ensaio será realizado em três pontos em cada região. No metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF).



Figura 18: Foto do microdurometro HMV-2000

As etapas de execução do ensaio serão:

- 1 – Realizar o polimento na amostra já utilizada no ensaio micrográfico para retirar o ataque realizado com reagente químico (Nital 3%).
- 2 – Posicionar amostra e realizar o ensaio com penetrador de diamante.
- 3 – Analisar o resultado que será impresso pelo equipamento

4.9) ANÁLISE METALOGRÁFICA

Serão retirados dois corpos de prova da seção da solda. Um com a região com trinca e outra sem descontinuidade. O objetivo dessa análise é a avaliação da microestrutura no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF).

A técnica de ensaio micrográfico será dividida nas seguintes fases:

- 1 – Escolha e localização da seção a ser analisada;
- 2 – Corte da seção com auxílio de uma máquina de corte por serra de fita vertical;
- 3 – Embutimento a quente para facilitar o manuseio;
- 4 – Identificação das amostras
- 5 – Lixamento. o processo de lixamento foram utilizadas lixas d'agua com diferentes granulometrias: #100, 220, 320, 400, 600, 1000 e 1200 mesh. A posição de

lixamento deve ser realizada sucessivamente mudando-se de direção (90°) em cada lixa subsequente.

6 – Polimento;

7 – Ataque químico. Utilizado Nital 3%;

8 – Secagem. Utilizado álcool e secador de cabelo;

9 – Obtenção das imagens metalográficas;

5) RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1) PROCESSO DE SOLDAGEM

Após realização da soldagem dos corpos de prova, observou-se que, com processo sendo utilizado com corrente contínua, não houve união das chapas, ocorreu expulsão de material, falta de fusão.

Após vários testes com parâmetros listados na Tabela 3, chegou-se a um parâmetro utilizando corrente pulsada onde houve a união das chapas conforme figura 19.



Figura 19- Corpo de prova com solda de costura que foi usado para a retirada das amostras para análise.

Apesar de ter ocorrido à fusão das chapas foi verificado indícios de trinca no ensaio visual conforme verificado na figura 20.



Figura 20: Foto da visualização da trinca na solda costura no aço TRIP DP 780.

Nos aços convencionais (por exemplo, o SAE 1020), a soldabilidade é muito boa e os parâmetros de soldagem (força e corrente) são mais baixos do que os necessários para a soldagem do aço TRIP. Além disto, a velocidade é maior e o modo de corrente contínua pode ser usado. Os resultados indicados na tabela 3 mostram que a temperabilidade do aço TRIP DP 780 influenciou na seleção do tipo de corrente (contínua / pulsado) e da força aplicada.

Tabela 3 - Parâmetros utilizados na soldagem por costura do aço TRIP DP 780 empregado neste estudo.

PARAMETRO	VALOR	RESULTADO
1º TESTE – Utilizado com parâmetros utilizados em chapa SAE 1020. (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	350,0	Reprovado, não houve união das chapas.
Velocidade (mm/min)	2500,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	45,0	
2º TESTE – Aumento da pressão, redução da velocidade e aumento da corrente soldagem. (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	600,0	Reprovado, não houve união das chapas.
Velocidade (mm/min)	2000,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	52,0	
3º TESTE – Aumento do valor de corrente e força (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	800,0	Reprovado, houve alguns pontos de união entre as chapas.
Velocidade (mm/min)	2000,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	60,0	
4º TESTE – Aumento do valor de corrente (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	800,0	Reprovado, houve alguns pontos de união entre as chapas, solda com alguns pontos estourados.
Velocidade (mm/min)	2000,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	65,0	
5º TESTE – Redução da velocidade (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	800,0	Reprovado, houve alguns pontos de união entre as chapas, porém vários pontos faltaram fusão de uma chapa com a outra.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	65,0	
6º TESTE – Aumento de força e corrente (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	950,0	Reprovado, houve fusão entre as chapas, porém no cordão de solda observou-se a expulsão de material. (Solda costura estourada)
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	70,0	
7º TESTE – Redução da Corrente nos pontos específicos que tiveram expulsão de material (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	950,0	Reprovado, houve falta de fusão nos trechos alterados e costura estourada em outros pequenos trechos.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	67,0	
8º TESTE – Alterado espessura do arame de 3,8 para 3,5mm (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	950,0	Reprovado, houve falta de fusão nos mesmos trechos do anterior e costura estourada em outros pequenos trechos.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	67,0	
9º TESTE – Alterado espessura do arame de 3,5 para 4,0mm (Solda Corrente Continua)		
Força (daN)	950,0	Reprovado, houve falta de fusão nos mesmos trechos do anterior.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	67,0	
10º TESTE – Alterado perfil de soldagem (Solda Corrente Pulsado)		
Força (daN)	950,0	Reprovado, houve falta de fusão em vários pontos do cordão.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	67,0	
Tempo de pausa (ms)	10,0	
Tempo de Condução (semi períodos)	9,0	
11º TESTE - Aumentado o valor de corrente (Solda Corrente Pulsado)		
Força (daN)	950,0	Reprovado, houve falta de fusão em alguns pontos e cordão de solda com espessura baixa.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	75,0	
Tempo de pausa (ms)	10,0	
Tempo de Condução (semi períodos)	9,0	
12º TESTE - Aumento do valor de corrente de solda (Solda Corrente Pulsado)		
Força (daN)	950,0	Aprovado para ensaio, houve fusão entre as chapas em todos os pontos e não ocorreu expulsão de material.
Velocidade (mm/min)	1600,0	
Corrente Media (% 20.000 A)	80,0	
Tempo de pausa (ms)	10,0	
Tempo de Condução (semi períodos)	9,0	

Como o aço TRIP tem média soldabilidade e é sensível à formação de martensita houve uma necessidade de controlar o aporte térmico. Sem esse controle (isto é, usando corrente contínua) houve a expulsão de material ocorrendo o deslocamento da solda. Portanto, a alternativa para o controle do aporte térmico foi a mudança da operação com corrente contínua para a pulsada onde se tem o controle do tempo de pausa de soldagem que atua como um revenimento na já área soldada.

5.2) ENSAIO DE LIQUIDO PENETRANTE

Após o resfriamento da chapa foi realizado o ensaio de liquido penetrante. Após aplicado o revelador confirmou-se a ocorrência de trincas na direção transversal à da solda conforme indícios já evidenciados no ensaio visual . A figura 21 mostra as indicações de trincas após ensaio de liquido penetrante.

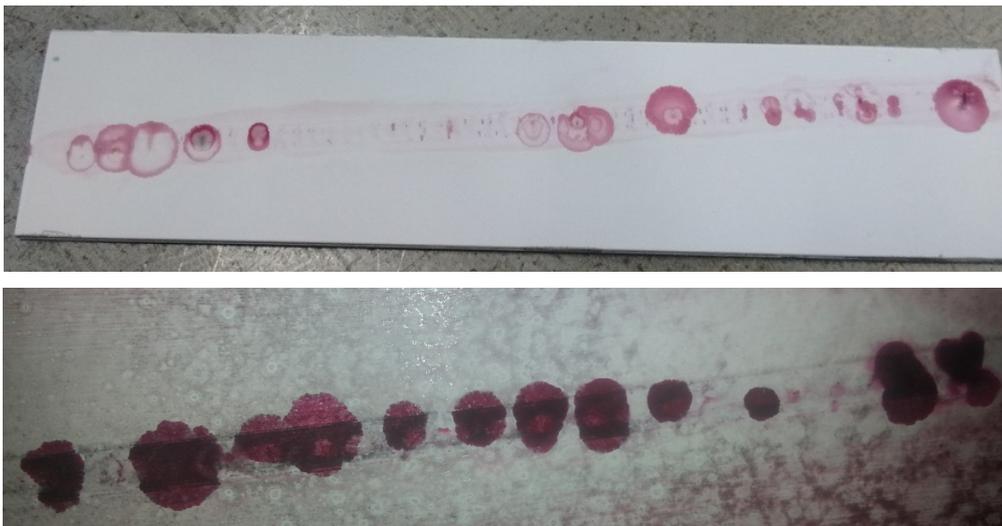


Figura 21: Corpo de prova com indicações do ensaio de liquido penetrante

Pelo ensaio de Liquido penetrante, pode-se observar que as trincas se localizavam somente na zona fundida na seção transversal do cordão, e não houve sua propagação para o metal de base. Essas trincas foram devido à combinação da formação de martensita (constituente frágil cuja presença foi confirmada na avaliação metalográfica) na zona fundida o que tornou a região mais dura e frágil com as tensões térmicas e residuais, geradas com o resfriamento.

Como a temperatura de inicio da formação da martensita (M_s) é relativamente baixa, essas trincas tendem a ocorrer em baixas temperaturas. Por esta razão, elas podem ser consideradas “trincas a frio”. Essas trincas podem ocorrer tanto durante a

soldagem ou até mesmo horas após. No caso do experimento essas trincas ocorreram durante o processo já que foi escutados “estalos” durante a soldagem.

Para minimizar a formação dessas trincas, uma das alternativas seria pré-aquecer e pós-aquecer as chapas a serem soldadas. Outro método adotado para redução é o controle de aporte de calor. Observou-se que o numero de trincas reduziu consideravelmente quando o processo de soldagem foi realizado com pausa de resfriamento (corrente pulsada).

Esse resultado já era esperado devido ao carbono equivalente do aço ser superior a 0,4, ou seja, o material pode ser considerado susceptível à formação de trincas a frio, devido sua elevada temperabilidade.

5.3) ENSAIO DE ARRANCAMENTO

No descascamento do corpo de prova observou que houve fusão das chapas e não houve deslocamento da solda conforme mostra a Figura 22.



Figura 22: Resultado do teste de arrancamento do corpo de prova com solda costura

A dimensão da lente de solda encontrada estava dentro dos parâmetros aceitáveis pelos padrões de avaliação dimensional de solda costura conforme mostram as medidas citadas na tabela 4.

Tabela 4 – Valores encontrados no ensaio de arrancamento

Valor de Referencia	Valor Encontrado
2 x Espessura da Chapa = 2mm	2,3mm

Portanto o ensaio foi considerado aprovado nestes quesitos.

5.4) ENSAIO DE DUREZA

O ensaio de microdureza Vickers foi realizado no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF) e os resultados foram listados na tabela 5. As disposições dos pontos estão indicadas na figura 23.

Tabela 5- Resultado do ensaio de microdureza Vickers realizado na amostra da solda costura do aço TRIP DP 780

Ponto de Medição	Dureza Vickers (HV)	Resistencia a Tração* (N/mm2)
MB – Ponto 1	256	879
MB – Ponto 2	259	
MB – Ponto 3	260	
ZTA – Ponto 4	398	1345
ZTA – Ponto 5	395	
ZTA – Ponto 6	397	
ZF – Ponto 7	511	1727
ZF – Ponto 8	505	
ZF – Ponto 9	510	

* Os valores resistência à tração foram calculados a partir da relação empírica $RT = 3,38 \times DUREZA$ (Site: <http://www.tecem.com.br/wp-content/uploads/2013/03/MU27-relacao-entre-dureza-e-resistencia-a-tracao-para-materiais-metalicos-tecem.pdf>)

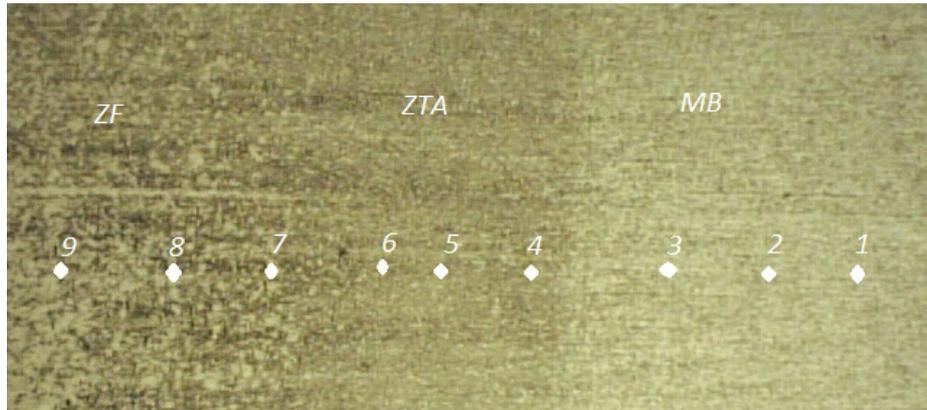


Figura 23: Foto das disposições dos pontos de medição de microdureza Vickers no metal base (MB), na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona fundida (ZF)

Através dos resultados encontrados observa-se que a dureza na zona fundida foi duas vezes maior que no metal base. Esse aumento se deve devido a formação de martensita na zona fundida como será apresentado na próxima seção.

5.5) ENSAIO METALOGRAFICO

Através do ensaio metalográfico foi constatado que o metal de base é composto por uma matriz de ferrita de granulação fina, contendo ainda constituintes muito finos e de difícil identificação ao microscópio ótico como mostra a Figura 24. Considerando o tipo de aço estudado e com base na microestrutura indicada na revisão bibliográfica para o aço TRIP, esses devem ser formados por uma mistura de bainita, martensita e uma significativa quantidade de austenita retida.

De uma forma geral, não houve grandes variações microestruturais na ZTA. As maiores mudanças observadas foram o aumento dos grãos devido aos diferentes ciclos térmicos, cujo o aço TRIP foi submetido. Para as condições de soldagem utilizadas neste estudo, a microestrutura na ZTA consiste basicamente em ferrita, martensita, bainita e austenita retida.



Figura 24: Microestrutura do metal base, observada com aumento de 1000 X (ataque Nital 3%).

Observou-se na análise metalográfica que a microestrutura resultante na zona fundida era constituída por um fundo de martensita com alguma bainita localizada principalmente próximo dos contornos de grão da antiga austenita. A foto da microestrutura resultante pode ser observada na figura 24.

A microestrutura encontrada já era esperada devido à temperabilidade do material verificada através do cálculo do carbono equivalente ($C_{EQ\ TRIP\ DP\ 780} = 0,48$; Média soldabilidade).

A Figura 26 mostra diagramas TTT e TRC de um aço com composição do TRIP DP 780 obtidos por uma rotina disponível no site do Edson Welding Institute (<http://calculations.ewi.org/vjp/MaterialsModeling.html>). Esses diagramas confirmam a temperabilidade relativamente elevada do aço, mostrando que um período de tempo relativamente longo formação da ferrita e da bainita (superior a 10 s no resfriamento).

O resultado da microestrutura na zona fundida (martensita e bainita) indica que a taxa de resfriamento ficou próximo da “taxa de resfriamento crítica”, a partir da qual se tem a formação de microestruturas 100% martensíticas. Gould et. Al. (2006) calcularam esta taxa para um aço TRIP DP 800 com composição química similar ao usado no presente estudo (0,21%C; 1,7%Mn; 1,66%Si; 0,04%Al; 0,03%Cr; 0,01%Ti) e

encontraram o valor de $90\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Este valor é próximo da taxa de resfriamento de $100\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ para o aço TRIP DP 780 obtida com base no diagrama TRC da Figura 26.

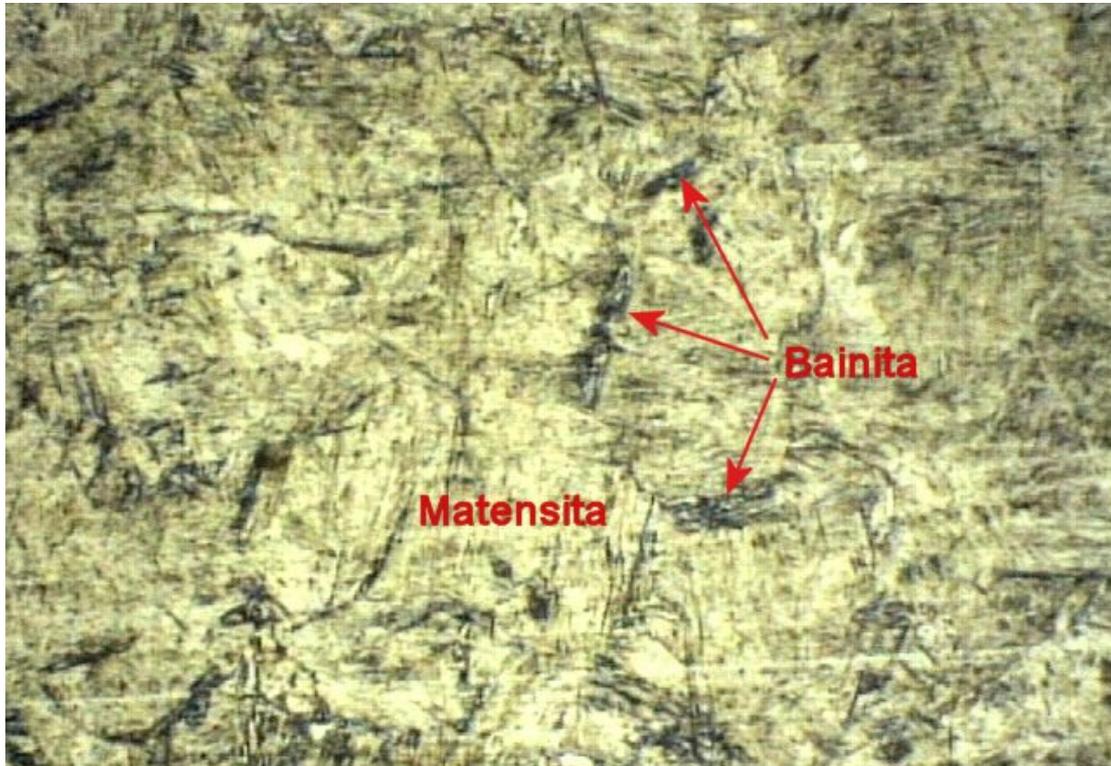


Figura 25: Foto microestrutura resultante na zona fundida

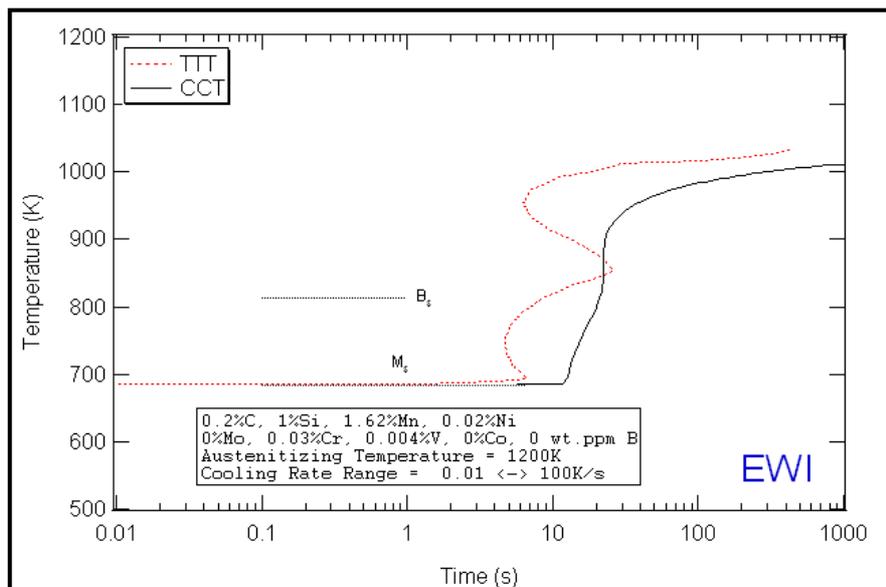


Figura 26: Diagrama TTT e CCT do aço TRIP DP 780 gerado no site

<http://calculations.ewi.org/vjp/MaterialsModeling.html>

6) DISCUSSÃO FINAL E CONCLUSÃO

Durante a realização do trabalho pode-se constatar que este tipo de aço (TRIP DP780) apesar de já ser usado em larga escala no setor automotivo por outros processos de soldagem (GMAW/RSW) não apresentou resultados satisfatórios quando foi soldado pelo processo de soldagem de resistência por costura, sendo o principal problema a formação de trincas associadas com a presença de martensita na zona fundida.

Observou-se durante os experimentos que a solda de costura que apresentou melhor resultado foi a realizada com modo corrente contínua pulsada no qual foi possível acrescentar um tempo de pausa para melhorar a fusão da solda.

Mesmo para o modo de corrente contínua pulsada ao ser realizado o ensaio de líquido penetrante, observaram-se indicações da ocorrência de trincas na seção transversal da solda de costura. Por outro lado, no ensaio de arrancamento da solda, não foi evidenciado o deslocamento da solda. A análise metalográfica da região da solda mostrou que a microestrutura da zona fundida é formada por um fundo de martensita com alguma bainita localizada principalmente próximo dos contornos de grão da antiga austenita.

A presença de uma estrutura predominantemente martensítica foi confirmada com as medidas de microdureza Vikers. Através deste ensaio, observou-se, no metal base (MB), uma dureza média de 260,0 HV enquanto que, na zona fundida (ZF), esta atingiu um valor médio de 510 HV. Esta relação de valores de dureza no metal base e zona fundida sugerem que, para realizar a solda de costura neste material evitando-se a formação de trincas, é fundamental buscar soluções que reduzam a velocidade de resfriamento na soldagem. Entre medidas possíveis, que necessitariam ainda ser avaliadas, pode-se considerar a aplicação de um pós aquecimento na região da solda para evitar a formação da martensita.

Por se tratar de um material com espessura de 1,0 mm, ser de geometria complexa e também se tratar de uma linha de produção automotiva, onde temos que manter alto índice de produtividade. Conclui-se com isto, que a utilização deste processo de soldagem para este material se torna inviável, pelo menos nas condições existentes no presente momento.

7) REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ASHBY, M. F.; The Deformation of Plastically Non-Homogeneous Materials, Phil Mag, Ser.8, V21, 1970, P.399-424. (MOULIN, 2001).
- BHADESHIA, H. K. D. H.; Bainite in Steels, Second Edition, 2001, The University Press, Cambridge, P.201-224. (RIGSBEE et al, 1979).
- (BLECK et al, 1998). BLECK, W.; Using the TRIP Effect -- The Dawn of a Promising New Group of Cold Formable Sheets, Int. Conf. on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, Editora BC de Cooman, GRIPS, Ghent, 2002, P.13-23.
- BLECK, W.; HULKA, K.; PAPAMETELLOS, K.; Effect of niobium on the mechanical properties of TRIP steels, Materials Science Forum , Vo 284-286, p. 327-334 –1998
- CADA, R.; “Comparison of formability of steel sTRIPs, which are used for deep drawing of stamping” Journal of Materials Processing Technology - N°60 - 1996 p.283-290 (Editado de BLECK, 2002).
- DE MEYER, M.; VANDERSCHUEREN, D.; DE COOMAN, B.C.; The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold-Rolled C-Mn-Si TRIP Steels, ISIJ Int, V39, 1999, Pag. 813-822.
- ENGL, B.; HEIDMANN, U.; MÜSCHENBORN, W.; "Cold Formability and Light Weight Construction – Driving forces for recent steel development," in Modern LC and ULC Sheet Steels for Cold Forming: Processing and Properties, Ed. W Bleck, Verlag Mainz, Aachen, 1998, Pág. 39-50. (PARISH, 2000).
- Gould, J.E., Khurana, S.P., Li, T. Predictions of Microstructures when Welding Automotive Advanced High-Strength Steels. Welding Journal. 2006, 111s-116s.
- NAKAOKA, N.; HOSOYA, Y.; OHMURA, N.; NISHIMOTO, A.; Reassessment of the Water- Quench Process as a Means of Producing Dual-Phase Formable Steel Sheets," Structure and Properties of Dual-Phase Steels,ed. RA Kot and JW Morris, TMSAIME, 1999, P.330-345. (CORNETTE, 2001).
- SMITH, W. A.; Structure and Properties of Engineering Alloys, Segunda Edição ,McGraw-Hill, 1993, P.130.
- TRAJNT, S.; PICHLER, A.; TIKAL, R.; STIASZNY, P.; WERNER, E. A.; Influence of Manganese, Silicon and Aluminum on the Transformation Behavior of LowAlloyed TRIP-Steel, 42nd MWSP Conference, 2000, P.549-562

- TSUKATANI, I.; HASHIMOTO, S.; INOUE, T.; Effect of silicon and manganese Addition on Mechanical Properties of High-Strength Hot-Rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite," ISIJ Int, V31, 1991, P992-1000
- VERLINDEN, B.; BOCHER, P.; GIRAULT, E.; AERNOUDT, E. Austenite Texture and Bainite/Austenite Orientation Relationships in TRIP Steels - Scripta Materialia 45 – 2001- Pág 909-916.
- ZHAO, A.; Continuous Cooling Transformations in Steels, Mat. Science and Tech. 8,P.997, 1992
- WELDING, BRAZING, AND SOLDERING WAS PUBLISHED IN 1993 AS VOLUME 6 OF THE ASM HANDBOOK. THE VOLUME WAS PREPARED UNDER THE DIRECTION OF THE ASM HANDBOOK COMMITTEE Pág 708-728