

ENG 02298 TRABALHO DE DIPLOMAÇÃO

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM E DOS PARÂMETROS DE BAKE
HARDENING SOBRE JUNTAS DE AÇO DP1000 SOLDADAS POR MAG**

Anderson Casanova Mantovani

150229

Orientador: Ivan Guerra Machado

Julho 2015

ANDERSON CASANOVA MANTOVANI

**EFEITO DA ENERGIA DE SOLDAGEM E DOS PARÂMETROS DE BAKE
HARDENING SOBRE JUNTAS DE AÇO DP1000 SOLDADAS POR MAG**

Monografia apresentada ao Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos para a obtenção do título de Engenheiro de Materiais.

Porto Alegre, Julho de 2015

Agradecimentos

Aos meus pais, Renato Mantovani e Linéia Hoffmann Casanova Mantovani por todo o investimento que fizeram em mim, pelo apoio e dedicação incondicionais além do suporte financeiro e emocional que me ajudou a superar todas as dificuldades pelas quais passei e atingir meus objetivos.

Aos meus irmãos Alexandre e Ana Cláudia, pela companhia e dedicação, principalmente nos períodos mais difíceis e pela paciência durante a execução deste trabalho.

Aos meus avós, Nelson Casanova, Maria Erneli Hoffmann Casanova, Ruy Mantovani (*in memoriam*) e Sônia Vianna Mantovani, pela presença constante em minha vida e por sempre terem me incentivado e apoiado.

Ao Prof. Dr. Ivan Guerra Machado, pela oportunidade, orientação e confiança depositadas em mim e no trabalho.

Ao colega e amigo Me. Ianto Cáceres Rocha, pelo apoio e assessoramento em diversos pontos do trabalho.

Ao Roberto Gomes Moojen, pelo apoio na soldagem dos espécimes.

Ao LACAR e ao Wilbor Trajano, pelo apoio e material de embutimento.

Ao Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann e a Dra. Annelise Kopp Alves, por me permitirem utilizar os equipamentos e infraestrutura do LACER.

Ao Me. Jefferson Haag e ao professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker, pela realização dos ensaios de tração no LAMEF.

Ao amigo Vinícius Dall'Agnol, pelo corte e usinagem dos corpos de prova.

Ao amigo Eduardo Bouyrié, pelo apoio com material para embutimento.

À Profa. Dr. Liane Roldo, pela disposição e pelo importante apoio e aconselhamentos neste trabalho.

RESUMO

O presente trabalho estudou o efeito da energia de soldagem e do tratamento térmico de *bake hardening* sobre as propriedades mecânicas e metalúrgicas de juntas de aço *Dual Phase 1000*, soldadas a topo, pelo processo MAG.

Primeiramente os espécimes foram soldados utilizando diferentes energias de soldagem. Foram então separadas amostras de cada condição de soldagem para serem submetidas a diferentes relações de tempo e temperatura, correspondentes ao tratamento térmico de *bake hardening*.

Foram então avaliadas as propriedades mecânicas das amostras em ensaios de tração, microdureza e as microestruturas avaliadas por microscopia óptica.

As fraturas dos corpos de prova dos ensaios de tração ocorreram na ZAC, exatamente nos pontos onde as durezas medidas foram mínimas, evidenciando o abrandamento da microestrutura nesta região.

Os resultados do trabalho apontam a hipótese de que o tratamento de *bake hardening* pode ser efetivo sobre juntas de aço DP1000 soldadas com energias de 0,2 a 0,4 kJ/mm em temperaturas de 90°C a 150°C e tempos de 15 a 30 minutos.

Palavras chave: Dual Phase, bake hardening, MAG, ZAC

ABSTRACT

The present work studied the effect of heat input and bake hardening heat treatment on flat position MAG welded Dual Phase 1000 joints mechanical and metallurgical properties.

At first the specimens were welded using different heat inputs. Then, samples of each welding case were separated and submitted to different time/temperature ratios, corresponding to the bake hardening treatments.

The samples mechanical properties were then evaluated by uniaxial tensile tests and micro hardness and the microstructures by optical microscopy.

The specimens fractures happened in heat affected zone (HAZ), right were the low hardness points were measured, showing the micro structure softening in this region.

This work results point to the assumption that the bake hardening treatment might be effective on DP1000 welded joints with heat input from 0,2 to 0,4 kJ/mm using temperatures between 90 °C and 150°C during 15 to 30 minutes.

KEYWORDS: Dual phase, bake hardening, MAG, HAZ.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	2
RESUMO	3
ABSTRACT	4
LISTA DE FIGURAS	6
LISTA DE TABELAS	8
1. INTRODUÇÃO	9
2. OBJETIVOS	10
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	10
3.1. AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA	10
3.2. AÇOS <i>DUAL PHASE</i>	12
3.2.1. <i>Elementos de Liga</i>	14
3.2.2. <i>Fabricação</i>	15
3.3. SOLDAGEM	16
3.3.1. <i>Variáveis do processo MIG/MAG</i>	17
3.4. SOLDAGEM DE AÇOS <i>DUAL-PHASE</i>	18
3.5. <i>BAKE HARDENING</i>	19
3.6. <i>BAKE HARDENING</i> DE AÇOS <i>DUAL-PHASE</i>	19
4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	21
4.1. METAL BASE	21
4.2. PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM	22
4.3. <i>BAKE HARDENING</i>	25
4.3.1. <i>Determinação dos Parâmetros</i>	25
4.3.2. <i>Procedimento de Bake Hardening</i>	25
4.4. CORTE E USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA.....	27
4.5. ENSAIOS METALOGRÁFICOS	27
4.6. ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	28
4.7. ENSAIOS DE TRAÇÃO	28
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	29
5.1. CICLOS TÉRMICOS.....	29
5.2. CÁLCULO DE A_{c1} E A_{c3}	29
5.2. MICRODUREZAS E GEOMETRIAS DAS JUNTAS.....	30
5.3. ANÁLISES METALOGRÁFICAS	33
5.3.1. <i>Metal Base</i>	33
5.3.2. <i>Metal de solda</i>	34
5.3.3. <i>Zona afetada pelo calor</i>	35
5.4. ENSAIOS DE TRAÇÃO	38
5.4.1. <i>Regiões de fratura dos corpos de prova</i>	38
5.4.2. <i>Resultados das juntas como soldadas</i>	39
5.3.3. <i>Resultados das juntas após o Bake Hardening</i>	40
6. CONCLUSÕES	42
7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	42
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	43

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1: AHSS REPRESENTADOS COLORIDOS, AÇOS DE BAIXA RESISTÊNCIA EM CINZA ESCURO E AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA COMUNS EM CINZA CLARO (WORLD AUTO STEEL, 2011).	11
FIGURA 2: ÁREAS GERAIS DO PROJETO DE AUTOMÓVEIS. FONTE: <i>HTTP://PEETRANSITO.COM/INDEX.PHP?VIEW=ARTICLE&ID=158%3Ao-PASSO-A-PASSO-DE-UMA-COLISA&TMPL=COMPONENT&PRINT=1&PAGE=&OPTION=COM_CONTENT</i>	11
FIGURA 3: MICROESTRUTURA DE UMA AÇO DP (WORLD AUTO STEEL, 2014).	12
FIGURA 4: GRÁFICO DE CURVA TENSÃO VERSUS DEFORMAÇÃO DE UM AÇO HSLA COMPARADO A UM DP DE TENSÃO DE ESCOAMENTO SIMILAR. (WORLD AUTO STEEL, 2014).	13
FIGURA 5: TRATAMENTO DE RECOZIMENTO INTERCRÍTICO (GÁLAN ET. AL, 2012).	14
FIGURA 6: LAYOUT DE PLANTA DE PRODUÇÃO DE AÇO LAMINADO A FRIO. (ROCHA, 2014 APUD GRANBOM, 2010).	16
FIGURA 7: PERFIL DE MICRODUREZA DE UMA CHAPA DE 1.6 MM DE AÇO DP 980 SOLDADO VIA MAG (WORLD AUTO STEEL, 2014).	18
FIGURA 8: MECANISMOS DE BAKE HARDENING PARA AÇOS DP. (RAMAZANI ET. AL 2013).	20
FIGURA 9: VISÃO GLOBAL DO PROCESSO DE BAKE HARDENING SOBRE AÇOS DP COMO FUNÇÃO DE UM PARÂMETRO DE HOLLOMON-JAFE (WATERSCHOOT ET. AL 2003; ADAPTAÇÃO DE ROCHA, 2014).	21
FIGURA 10: (A) SISTEMA PARA SOLDAGEM DOS ESPÉCIMES. (B) CROQUI DO ESPÉCIME SOLDADO.	23
FIGURA 11: CONTROLE DO ROBÔ, ROBÔ E FONTE UTILIZADOS NA SOLDAGEM.	24
FIGURA 12: ESPÉCIME PARA TRATAMENTO TÉRMICO.	25
FIGURA 13: ESTUFA ONDE FORAM REALIZADOS OS TRATAMENTOS TÉRMICOS.	26
FIGURA 14: CROQUI DA USINAGEM DOS CORPOS DE PROVA.	27
FIGURA 15: CHAPA COM DESENHO DA USINAGEM.	27
FIGURA 16: CORDÕES DE SOLDA EMBUTIDOS EM RESINA ACRÍLICA.	27
FIGURA 17: EXEMPLO DE AMOSTRA EMBUTIDA EM POLIÉSTER.	28
FIGURA 18: MEDIDAS DE MICRODUREZA DA AMOSTRA 4312030 COM IDENTIFICAÇÕES IGUALMENTE ESPAÇADAS.	28
FIGURA 19: (A) MÁQUINA DE ENSAIO DE TRAÇÃO MARCA INSTRON UTILIZADA NOS ENSAIOS. (B) DIMENSÕES CORPO DE PROVA PARA ENSAIOS DE TRAÇÃO SUB-SIZE.	29
FIGURA 20: GRÁFICO DE TEMPERATURAS MÁXIMAS A 2 MM E A 4 MM DO CORDÃO DE SOLDA.	29
FIGURA 21: GRÁFICO RELAÇÃO ÁREA TRANSVERSAL DO METAL DE SOLDA (MS) PELA ENERGIA DE SOLDAGEM.	30
FIGURA 22: MACROGRAFIA E PERFIL DE MICRODUREZA DA AMOSTRA 4312030. MB: METAL BASE; MBR: METAL BASE REVENIDO; RSC: REGIÃO SUBCRÍTICA; RIC: REGIÃO INTERCRÍTICA; RCG: REGIÃO DE CRESCIMENTO DE GRÃO; MS: METAL DE SOLDA.	31
FIGURA 23: PERFIL DE MICRODUREZA DAS JUNTAS SOLDADAS SEM TRATAMENTO TÉRMICO.	31
FIGURA 24: (A) PERFIL DE MICRODUREZA ESPÉCIMES SOLDADOS COM EN=0,2 kJ/MM E COM TEMPO DE BAKE HARDENING DE 15 MINUTOS; (B) PERFIL DE MICRODUREZA ESPÉCIMES SOLDADOS COM EN=0,2 kJ/MM E COM TEMPO DE BAKE HARDENING DE 30 MINUTOS. ...	32

FIGURA 25: (A) PERFIL DE MICRODUREZA ESPÉCIMES SOLDADOS COM EN=0,3 kJ/MM E COM TEMPO DE BAKE HARDENING DE 15 MINUTOS; (B) PERFIL DE MICRODUREZA ESPÉCIMES SOLDADOS COM EN=0,3 kJ/MM E COM TEMPO DE BAKE HARDENING DE 30 MINUTOS...	32
FIGURA 26: (A) PERFIL DE MICRODUREZA ESPÉCIMES SOLDADOS COM EN=0,4 kJ/MM E COM TEMPO DE BAKE HARDENING DE 15 MINUTOS; (B) PERFIL DE MICRODUREZA ESPÉCIMES SOLDADOS COM EN=0,4 kJ/MM E COM TEMPO DE BAKE HARDENING DE 30 MINUTOS...	32
FIGURE 27: ABRANDAMENTO CALCULADO PARA DIFERENTES ENERGIAS DE SOLDAGEM. GRÁFICO ADAPTADO (ROCHA, 2014).....	33
FIGURA 28: MICROESTRUTURA DA SEÇÃO LONGITUDINAL DO AÇO DP1000. AMOSTRA 3ST.	34
FIGURA 29: CORDÃO DE SOLDA 3ST. MICROESTRUTURA DE MARTENSITA E BAINITA COM PEQUENOS GRÃOS DE FERRITA ACICULAR DISPERSOS.	34
FIGURA 30: DIVISA ENTRE A REGIÃO DE METAL DE SOLDA E A REGIÃO DE CRESCIMENTO DE GRÃO DO ESPÉCIME 415030.	35
FIGURE 31: ZONA DE CRESCIMENTO DE GRÃO DO ESPÉCIME 3ST – HV=451. B: BAINITA; CGg: CONTORNO DE GRÃO AUSTENÍTICO; A: FERRITA; A':MARTENSITA.	36
FIGURA 32: REGIÃO INTERCRÍTICA CONDIÇÃO 3ST.....	37
FIGURA 33: REGIÕES SUBCRÍTICAS DOS ESPÉCIMES, ONDE É ENCONTRADA A DUREZA MÍNIMA, ONDE OCORRE E DUREZA MÍNIMA; (A) 415030- HV =290 V; (B)212015 – HV= 253.	37
FIGURA 34 MICROGRAFIAS DO METAL BASE DOS ESPÉCIMES (A) 415030; (B) 212015.....	38
FIGURA 35: (A) ESPÉCIMES DA MESMA CONDIÇÃO DE SOLDAGEM, EVIDENCIANDO O EFEITO DA FALHA NA SOLDAGEM PARA OS DOIS PRIMEIROS CASOS E APONTANDO A MESMA FALHA, QUE NÃO CHEGOU A INFLUENCIAR NA FRATURA DO TERCEIRO CORPO DE PROVA. (B) FALHA DE DESCENTRALIZAÇÃO DA ABERTURA DE RAIZ PELO ARCO ELÉTRICO.	38
FIGURA 36: COPOS DE PROVA COM FRATURA DÚCTIL.	39
FIGURA 37: GRÁFICO COMPARATIVO ENTRA O LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO (σ_U) PARA AS 3 CONDIÇÕES DE SOLDAGEM.....	39
FIGURA 38: COMPARATIVO DOS LIMITES DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO MÉDIO PARA CADA CONDIÇÃO. (A) 0,2 kJ/MM; (B) 0,3 kJ/MM; (C) 0,4 kJ/MM.....	40

LISTA DE TABELAS

TABELA 1: PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO DP1000 DA SSAB.	21
TABELA 2: COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO DP1000 DA SSAB.	22
TABELA 3: PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SSAB DP1000 TESTADAS POR ROCHA (2014).....	22
TABELA 4: COMPOSIÇÃO QUÍMICA EM MASSA DO ARAME AWS ER120S-G.	24
TABELA 5: PROPRIEDADES MECÂNICAS DO ARAME AWS ER120S-G.	24
TABELA 6: PARÂMETROS DE SOLDAGEM UTILIZADOS.....	24
TABELA 7: RELAÇÃO EXPERIMENTOS, PARÂMETROS DE SOLDAGEM E BAKE HARDENING.	26

1. INTRODUÇÃO

A indústria automobilística é um setor chave para economia dos maiores países no mundo. Segundo a OICA (organização internacional de fabricantes de veículos automotores) 88 milhões de veículos foram vendidos em 2014 sendo este setor responsável pelo emprego de mais de 5% dos trabalhadores industriais. A medida que aumenta o número de veículos automotores, ocorre o aumento da poluição gerada pelos mesmos. Pelo relatório da Agência Internacional de Energia de 2011, ocorreu um aumento de 48,3% nas emissões oriundas de transportes rodoviários movidos por combustão de derivados do petróleo entre 1990 e 2009. No Brasil, o transporte rodoviário é o tipo modal mais realizado segundo o ministério de transportes, e coloca o Brasil responsável por 3% do volume total poluentes gerado no mundo (LUCINDA et. al, 2012). A necessidade de aumentar a eficiência do combustível, enquanto se aumenta a segurança e o desempenho dos automóveis, sem afetar o preço de fabricação, é um desafio constante para indústria automobilística (ULSAB-AVC, 2001).

Dentro da classe dos Aços Avançados de Alta Resistência (Advanced High Strength Steels - AHSS) existem os aços *Dual Phase* (DP), que surgiram como uma solução alternativa aos aços convencionais, apresentando uma ligeira vantagem sobre eles, sendo ótimos candidatos para suprir as demandas da indústria. Eles aliam alta resistência mecânica, limite de resistência ao escoamento de 500 até 1200 MPA e relativamente alta maleabilidade, isso devido à sua microestrutura composta por uma matriz de ferrita mole e uma segunda fase dura (geralmente martensita) dispersa na forma de ilhas (GORNÍ, 1989; KUZIAK et. al, 2008).

Os aços DP, bem como os demais AHSS podem ser soldados por qualquer um dos métodos convencionais de soldagem, pois apresentam boa soldabilidade e um baixo risco de defeitos. Contudo, pode ocorrer uma significativa queda de dureza na zona afetada pelo calor (ZAC), que resulta em uma queda na tensão de escoamento e no limite de resistência a tração destes aços em função do revenido da martensita, ocasionando a ruptura do material nesta região. Este efeito é atribuído a taxa de resfriamento, que está diretamente ligada a energia de soldagem bem como à microestrutura e composição química do aço em questão (XIA et. al, 2008; IVARSON, 2014; BIRO et. al, 2010)

Bake Hardening é um tratamento térmico a baixas temperaturas, próximas a 150°C, aplicável à alguns tipos de aço, que através do fenômeno envelhecimento aumenta a resistência ao escoamento pela migração de átomos de soluto para as discordâncias geradas na deformação. (TUMULURU, 2010; STEEL MARKET DEVELOPMENT INSTITUTE, 2011; BAKER et. al, 2002). Este processo foi bastante estudado mas ainda carece de maior entendimento. Estudos prévios indicam que em aços DP ocorre em 3 etapas: formação de atmosfera de Cottrell na ferrita, formação de precipitados na ferrita e revenido da martensita (WATERSCHOOT et. al, 2003).

O presente trabalho estudou os efeitos da variação da energia de soldagem, bem como dos parâmetros de *Bake Hardening* sobre juntas de aço DP 1000, soldadas a topo (1G) pelo processo MAG robotizado.

2. OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são, estudar os efeitos de diferentes energias de soldagem sobre juntas de aço DP, soldadas por MAG, visando um melhor desempenho do material com relação à resistência mecânica, bem como, verificar a eficácia de tratamentos térmicos de bake hardening sobre esta juntas, empregando temperaturas de 90, 120 e 150°C durante 15 e 30 minutos.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Aços Avançados de Alta Resistência

Na década de setenta com a elevação dos preços do petróleo, a indústria automotiva foi levada a aperfeiçoar o projeto dos veículos, no sentido de reduzir o consumo de combustível, tornando os automóveis mais econômicos e menos poluentes. Uma das abordagens adotadas para melhorar o rendimento sem comprometer o desempenho, foi o estudo de novos materiais buscando a redução de peso dos veículo, iniciando uma grande competição entre aço e outros materiais de mais baixa densidade, como alumínio e polímeros (GORNÍ, 1989).

A resposta da indústria do aço frente a esta competição foi a criação de um consórcio, em 1994, chamado ULSAB (ultra light steel – auto body) onde 35 companhias de 18 países se juntaram em busca de oportunidades de redução de peso em componentes automotivos (GÁLAN et. al, 2012). As mais importantes contribuições partiram de ULSAB-AVC (advanced vehicle concepts), que é a última evolução do programa, atingindo reduções de 35% no peso de estruturas de automóveis quando comparadas ao aço convencional, em sua maioria, sem aumento de custos de produção (HALL, 2011; KUZIÁK et. al, 2008; GALAN et. al. 2012). O programa focou principalmente em aumento de eficiência de energia e segurança dos passageiros, além de alto volume de fabricação a um preço aceitável e mínimo impacto ambiental (GÁLAN et. al, 2012).

Deste programa foram criadas a nomenclaturas para os aços AHSS, que envolvem os seguintes tipos: *Dual Phase* (DP), plasticidade induzida por deformação (TRIP), *Complex Phase* (CP), e aços martensíticos (MS).

A figura a seguir compara o alongamento total (propriedade diretamente relacionada à conformabilidade), e a tensão de escoamento para os diferentes tipos de aço.

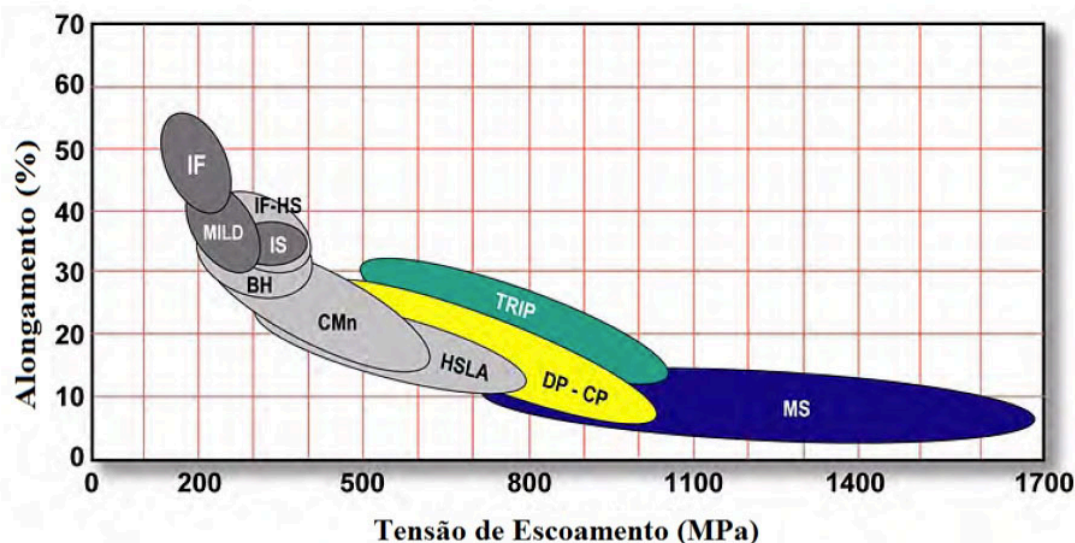


Figura 1: AHSS representados coloridos, aços de baixa resistência em cinza escuro e aços de alta resistência comuns em cinza claro (WORLD AUTO STEEL, 2011).

Os AHSS contribuíram e contribuem muito para a redução de peso dos automóveis, já que seu desenvolvimento foi motivado pela necessidade de se atingir melhor performance de impacto, reduzindo-se a espessura e a massa das peças (WORLD AUTO STEEL, 2011), ainda seu custo benefício o torna um grande concorrente aos demais metais.

Quando se fala em projeto de automóveis, duas áreas gerais possuem requisitos bem diferentes, como mostrado na figura 2.

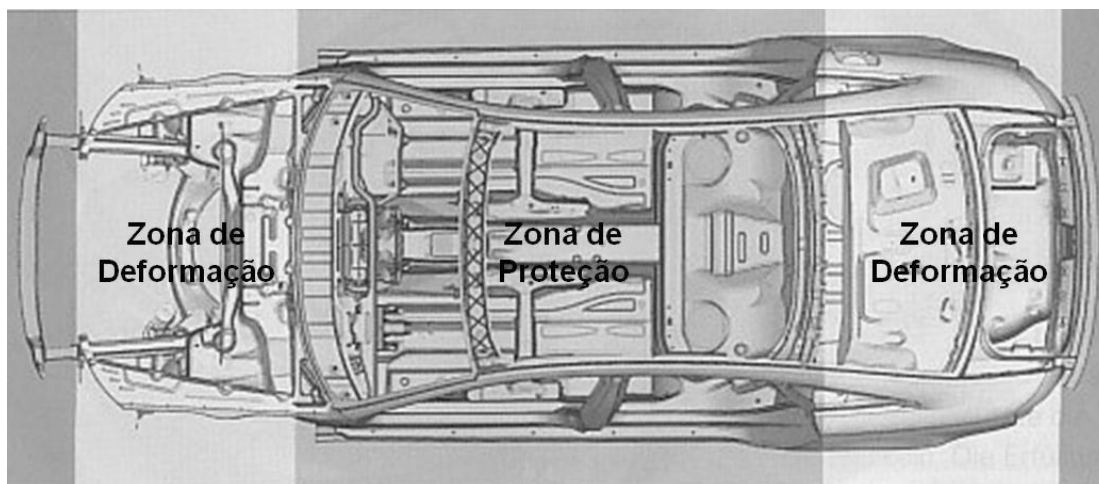


Figura 2: Áreas gerais do projeto de automóveis. Fonte: http://peetransito.com/index.php?view=article&id=158%3Ao-passo-a-passo-de-uma-colisa&tmpl=component&print=1&page=&option=com_content

O compartimento de passageiros, é fechado em uma rígida “gaiola de segurança”, descrita como zona de proteção na figura, e é desenhado para proteger os passageiros em um evento de baixa a média velocidade. A estrutura deve evitar qualquer deformação ou intrusão que comprometa a integridade da estrutura ou adentre no espaço dos passageiros. E a área chamada “zona de deformação”, localizada na parte da frente e na parte de trás, projetadas para absorver o máximo de energia possível em uma colisão. Absorvendo essa energia, ela amortecerá o

impacto e ajudará a preservar a integridade do compartimento de passageiros (WORLD AUTO STEEL AHSS 101, 2011).

Os aços com as propriedades ideais para aplicação na zona de deformação são os DP, TRIP e CP, pois possuem alta taxa de absorção de energia, encruamento e ductilidade. Já para o compartimento de passageiros MS, HF e DP (>980 MPa) são ideais, pois possuem alta resistência a deformação.

3.2. Aços *Dual Phase*

A microestrutura de um aço *Dual Phase* é composta de uma matriz de ferrita mole e de partículas dispersas de martensita dura ou martensita e austenita (M-A). Este tipo de microestrutura permite que se atinja o limite máximo de resistência à tração na faixa de 500 - 1200 MPa (KUZIAC et. al, 2008). A figura 3 ilustra a microestrutura de um aço DP.

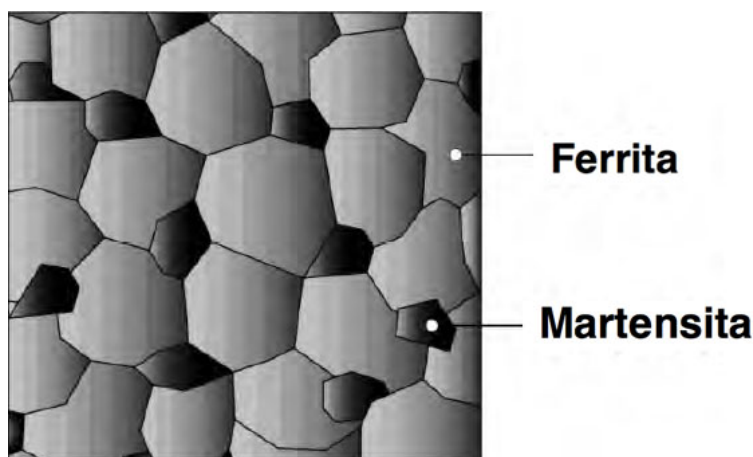


Figura 3: Microestrutura de um aço DP (WORLD AUTO STEEL, 2014).

Segundo AKSOY et. al (1988) os fatores que influenciam as propriedades de um aço DP são:

- A morfologia da segunda fase;
- A razão volumétrica dos grãos de ferrita e martensita;
- O tamanho de grão;
- A uniformidade e a dispersão dos grãos de martensita;
- O espaçamento entre os grãos de martensita.

Ainda, segundo KUZIAC et. al (2008):

- A resistência destes aços é controlada pela quantidade de Martensita, e a ductilidade pelo tamanho e distribuição desta fase;

- Não exibem ponto de escoamento;
- Possuem baixa razão UTS/YS (por volta de 0,5) e alta taxa de encruamento (η);
- Podem ser endurecidos por envelhecimento estático ou dinâmico.

A alta taxa de encruamento aliada ao excelente alongamento faz com que os aços DP tenham uma tensão limite de escoamento muito mais alta do que aços convencionais de mesma resistência (WORLD AUTO STEEL, 2014). O gráfico da figura 4 compara a curva de tensão versus deformação de um aço de alta resistência baixa liga (HSLA) e um AHSS DP com resistência ao escoamento similar.

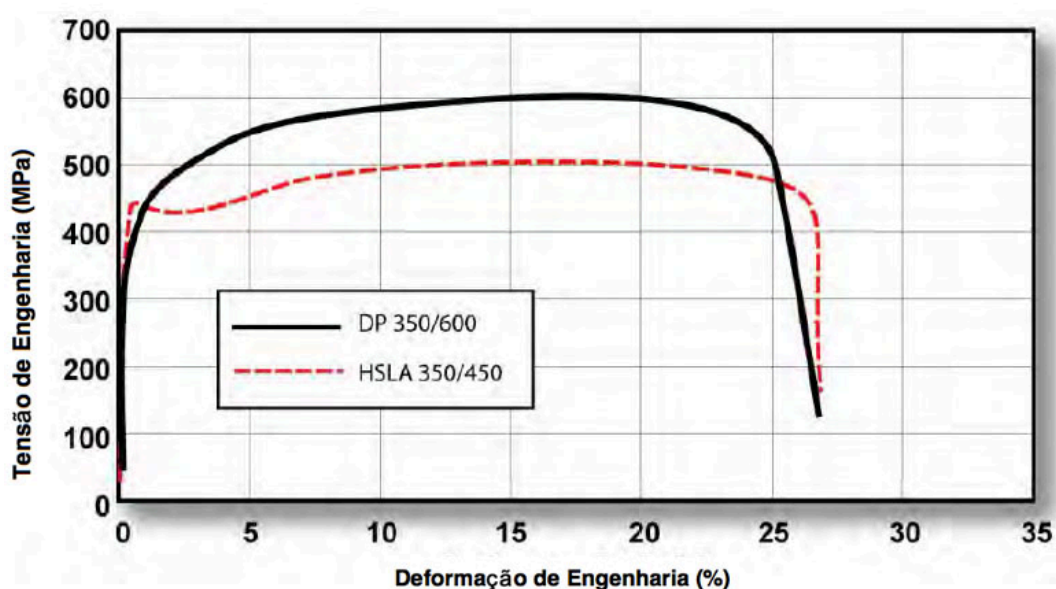


Figura 4: Gráfico de curva tensão versus deformação de um aço HSLA comparado a um DP de tensão de escoamento similar. (WORLD AUTO STEEL, 2014).

Basicamente a obtenção da estrutura bifásica se dá através do resfriamento do aço a partir da região intercrítica (entre A_{C1} e A_{C3}), onde estão presentes as fases austenita e ferrita, seguido de resfriamento rápido o suficiente para transformar a austenita em martensita (KUZIAK et. al 2008, GÁLAN et. al, 2012). A figura 5 mostra este processo.

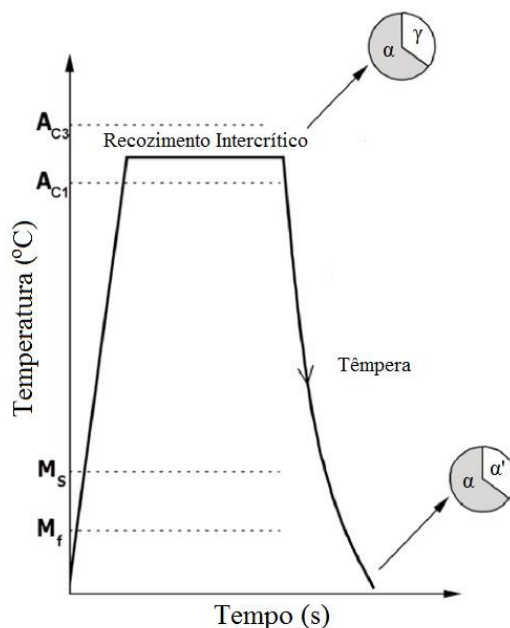


Figura 5: Tratamento de recozimento intercrítico (GÁLAN et. al, 2012).

Uma das particularidades dos aços DP é o escoamento contínuo. Esta propriedade se deve a presença de tensões residuais que permitem que as discordâncias se mantenham móveis, ou seja não presas pelos átomos intersticiais de carbono. Durante a transformação de austenita para martensita a expansão de volume gera deformação plástica local na ferrita. Isso resulta em uma alta densidade de discordâncias móveis e tensões residuais são gerados na fase ferrítica ao redor das partículas de martensita. (GÁLAN et. al, 2012)

3.2.1. Elementos de Liga

Os elementos de liga são fundamentais para o desenvolvimento de aços DP. A sua influência sobre algumas propriedades está descrita abaixo (KUZIÁK et. al, 2008):

- Carbono: é mais poderoso agente de aumento de dureza, ele controla tanto a dureza como a morfologia da fase martensítica (LLEWELLYN et. al, 1996). Ele atua como estabilizante de austenita, aumentando a posterior formação de martensita e determina a distribuição da fase. Os teores em aços DP variam de 0,06 a 0,15% (KUZIÁK et. al, 2008).
- Manganês: Atua no endurecimento da ferrita por solução sólida e retarda a formação de ferrita. Ele aumenta substancialmente a estabilidade do tamanho de grão durante o recozimento intercrítico pois altera a temperatura de transformação de fase bem como a mobilidade do contorno de grão e a habilidade da austenita de se transformar em martensita. Isso se deve ao enriquecimento de Mn na cementita durante a deformação a quente e é advindo da austenita recém formada, que por fim aumenta a temperabilidade (LLEWELLYN et. al, 1996).

- Silício: promove a transformação da ferrita, ou seja, aumenta a atividade do carbono na ferrita e na austenita e diminui sua solubilidade na ferrita (KUZIAK et. al, 2008)
- Cromo e Molibdênio (até 4%): estabilizam a austenita, retardam a formação de perlita e bainita (KUZIAK et. al, 2008). Depois de formada a fase martensítica, aumentam a sua estabilidade (BIRO et. al, 2010).
- Vanádio: estabiliza a austenita, aumenta a precipitação e refina a microestrutura.
- Nióbio: estabiliza a austenita, reduz a temperatura de M_s (martensita), refina a microestrutura e promove a transformação da ferrita à partir da austenita não recristalizada (KUZIAK et. al, 2008).

3.2.2. Fabricação

Segundo LLEWELLYN et. al (1996) as possíveis rotas de fabricação de aços DP são:

- Recozimento em forno: o aço já laminado é recozido em bateladas em um forno por tempo determinado. Este método exige uma grande adição de manganês para se obter boas propriedades mecânicas quanto ao endurecimento do material, causando problemas de segregação e alto custo.
- Recozimento contínuo: neste processamento, o material é aquecido acima de A_1 e portanto de A_{C3} , mantido por um certo tempo, e então resfriado por jatos de gás até a faixa intercrítica de temperatura, antes de ser temperado. Esta elevação de temperatura tem efeito principalmente sobre aços com alto teor de manganês, acelerando sua difusão, enriquecendo a fase austenítica.
- Laminação a quente: onde o aço é laminado em temperaturas acima de A_{C3} . Na finalização do processo ocorre a uma temperatura abaixo de 200 °C, restringindo o revenimento da martensita e o envelhecimento da ferrita.

3.2.2.1. Aços *Dual Phase* Laminados a frio

Este processo foi detalhado pois foi o utilizado na fabricação do aço das chapas utilizadas neste trabalho. O layout de produção da SSAB está descrito na figura 6.

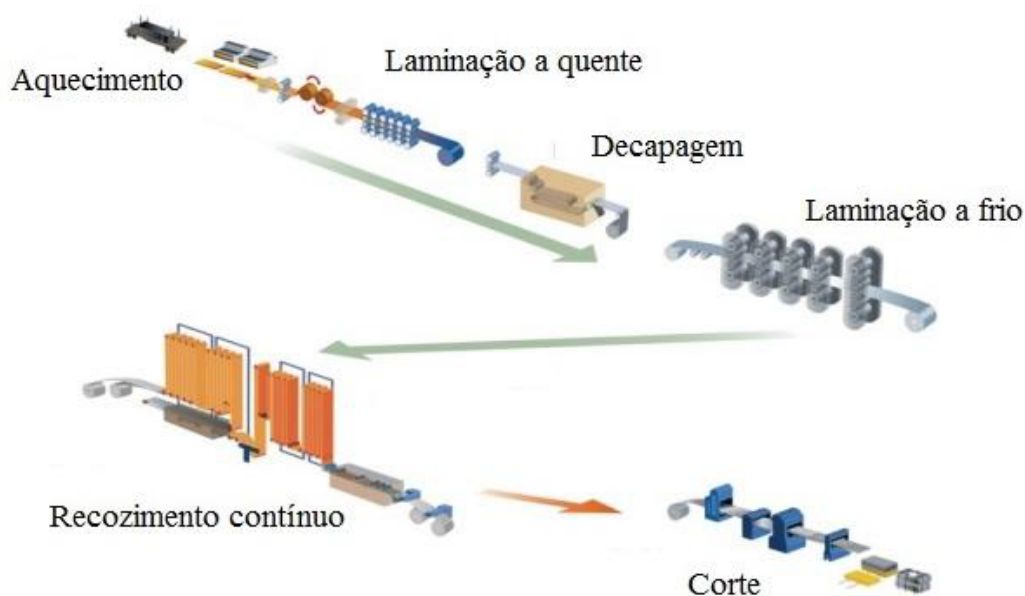


Figura 6: Layout de planta de produção de aço laminado a frio. (ROCHA, 2014 Apud GRANBOM, 2010).

O aço primeiramente é recozido a 1200°C e então é laminado a quente a uma temperatura em que atinja a austenitização completa. Então passa pela etapa de decapagem para remover a carepa e evitar que ela cause defeitos superficiais na chapa. Antes do recozimento final o aço é laminado a frio, reduzindo sua espessura e melhorando as características superficiais. Essa deformação prepara o aço para que ocorram as transformações microestruturais desejadas (GRANBOM, 2010). A microestrutura ao sair da laminação à frio consiste em grãos de ferrita alongados na direção de laminação e colônias deformadas de perlita, algumas pequenas ilhas de MA (martensita/austenita) se fazem presentes também (ROCHA et. al. 2004). Na última etapa de recozimento contínuo, durante a imersão em temperatura acima da A_{C1} , ocorre a recristalização e a perlita e a ferrita se transformam em austenita. Ao sair da imersão o aço passa por um jato de ar frio, onde parte da austenita se transforma em ferrita, para então ser temperado em água. A austenita remanescente se transformará em martensita na têmpera (GRANBOM, 2010).

3.3. Soldagem

A soldagem a arco elétrico com proteção por gás e eletrodo consumível (MIG/MAG – “*Metal Inert Gas*” e “*Metal Active Gas*” respectivamente) ocorre pela formação de um arco elétrico estabelecido entre um arame nu continuamente alimentado e a peça. A proteção do mesmo e da poça de fusão se dá por um gás que flui pelo bocal, concentricamente com o arame. O processo é ideal para robotização (MACHADO, 1996).

3.3.1. Variáveis do processo MIG/MAG

3.3.1.1. Intensidade da corrente de soldagem

A corrente possui grande influência sobre a taxa de deposição, modo de transferência, penetração e reforço. A taxa de fusão varia quase linearmente com este parâmetro. Acrescendo a velocidade de alimentação do arame, com os demais parâmetros constantes, mais corrente é fornecida pela fonte, aumentando a taxa de deposição, a penetração e o tamanho dos cordões de solda, e vice-versa (MACHADO, 1996).

3.3.1.2. Tensão de soldagem

A tensão tem forte influência sobre a largura do cordão e no modo de transferência do metal. Para fontes com curva característica e tensão constante ela é regulada na máquina, já para fontes do tipo corrente constante, a tensão depende diretamente do comprimento do arco. Se a tensão empregada for muito baixa os efeitos de porosidade, sobreposição, cordão estreito e convexo podem aparecer. Já, se for utilizado um aumento excessivo deste parâmetro, faz-se com que o arco aumente proporcionalmente, causando porosidade, salpico e mordedura (MACHADO, 1996)

3.3.1.3. Velocidade de soldagem

Velocidade de soldagem é a taxa linear na qual a tocha se movimenta ao longo da junta, assim, torna-se um fator de produtividade. Para aumento da velocidade, mantido os demais parâmetros constantes, tem-se menor distorção, ZAC mais estreita, maior refino dos grãos do metal de solda e diminuição das dimensões do cordão. No entanto, um aumento excessivo da velocidade pode causar defeitos no cordão, como mordedura e trincas de solidificação (MACHADO, 1996).

3.3.1.4. Energia de soldagem

Em condições práticas a intensidade de uma fonte de uma fonte de calor não pode ser facilmente medida. Um parâmetro alternativo, de uso mais comum, é a energia de soldagem (E), que é a quantidade de energia gerada pela fonte de calor por unidade de comprimento da junta (MODENESI et. al, 2012).

MACHADO (1996) demonstra o cálculo desta energia nominal de soldagem (1), que é devida aos parâmetros empregados, como corrente, tensão e velocidade, pela seguinte equação:

$$EN = \frac{U \times I}{v} \quad (J/mm) \quad (1)$$

onde:

U = Tensão de soldagem (V)

I = Corrente de soldagem (A)
V = Velocidade de soldagem (mm/s)

3.4. Soldagem de Aços Dual-Phase

Aços DP podem ser soldados utilizando qualquer método convencional atualmente usado na indústria automotiva (resistência, laser e arco)(Kuziak et al, 2008).

Segundo IVARSON (2014), se a energia de soldagem for controlada, o AHSS apresentará boa soldabilidade, baixo risco de defeitos e boa resistência mecânica e ao impacto.

Estudos mostram que na soldagem de aços *Dual Phase* ocorre uma queda significativa na dureza do metal na zona afetada pelo calor (ZAC). Isso se atribui principalmente à decomposição da fase martensítica em cementita que ocorre nesta região ao se exceder a temperatura A_{C1} durante a soldagem. Quanto maior a energia de soldagem utilizada, maior será a queda de dureza observada na ZAC (BIRO et. al, 2010; PANDA et. al, 2008). As zonas que apresentam picos de dureza, são aquelas em que a temperatura excedeu A_{C3} , austenitizando completamente a microestrutura do metal base. A medida que nos afastamos do cordão de solda, o pico de temperatura é mais baixo, resultando em um revenimento da martensita. (PANDA et. al, 2008).

A figura 7 mostra o perfil de dureza Vickers de uma chapa de aço DP 980 soldada via MAG, onde este efeito pode ser observado.

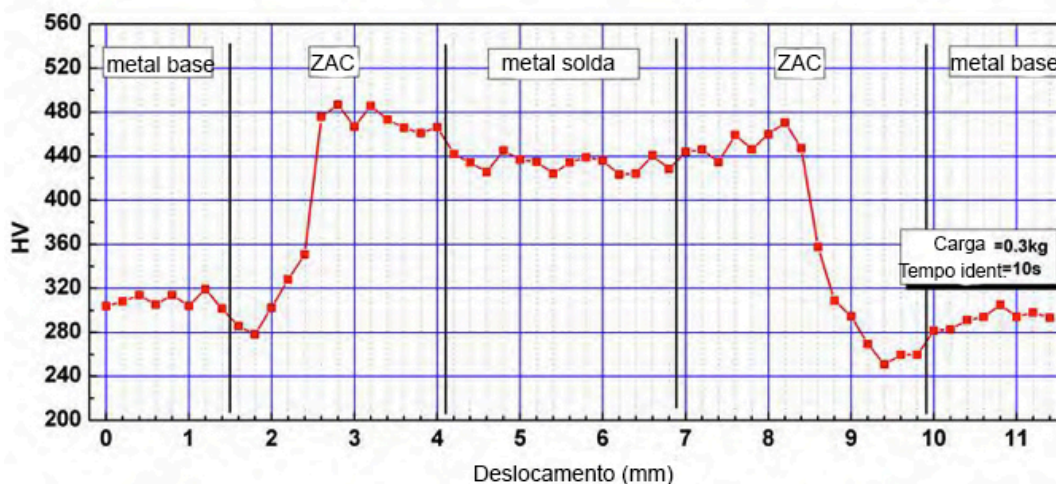


Figura 7: Perfil de microdureza de uma chapa de 1.6 mm de aço DP 980 soldado via MAG (WORLD AUTO STEEL, 2014).

O efeito da energia de soldagem é diminuído em metais com maior adição de cromo e molibdênio, pois estes retardam a decomposição de martensita (HERNADEZ et. al, 2011). Quando o material for tracionado até sua ruptura, ela ocorrerá justamente na ZAC amolecida (PANDA et. al 2008).

3.5. *Bake Hardening*

O efeito de *Bake Hardening* é o aumento da resistência ao escoamento resultante de uma prévia deformação (vinda de estampagem ou outro processamento) e temperaturas de envelhecimento (representando a temperatura de fornos de cura de pintura). Este efeito é acentuado com o aumento da deformação, e depende dos ciclos térmicos do aço, bem como de sua composição química (ULSAB-AVC).

Durante o *Bake Hardening* a concentração de carbono diminui, devido à sua difusão para os contornos de grão e discordâncias, por isso uma taxa inicial de deformação é necessária para que o tratamento seja eficiente (WANG et. al, 2012).

Tipicamente o tratamento de *baking* ocorre na faixa de temperatura de 170°C, por 30 minutos, que é o ciclo de cura da pintura automotiva, resultando em um aumento de 10% na resistência do aço (WORLD AUTO STEEL, 2014).

3.6. *Bake Hardening* de Aços Dual-Phase

O comportamento de *Bake Hardening* de aços avançados de alta resistência como TRIP e DP é mais complexo que em outros aços de baixo e ultra-baixo carbono, devido as interações de seu teor de carbono com a microestrutura e com as discordâncias (PERELOMA et. al, 2008; RAMAZANI et. al, 2013).

Segundo RAMAZANI et. al (2013) o comportamento de *baking* do aço DP é dividido em dois estágios:

1. Ocorre alteração da fase ferrítica, a difusão do carbono presente na solução sólida da fase martensítica fixa as discordâncias, formando atmosferas de Cottrell e precipitados na ferrita.
2. Modificação da martensita devido ao revenimento, aliviando as tensões internas que aumenta a tensão de escoamento.

O desenho esquemático está representado na figura 8:

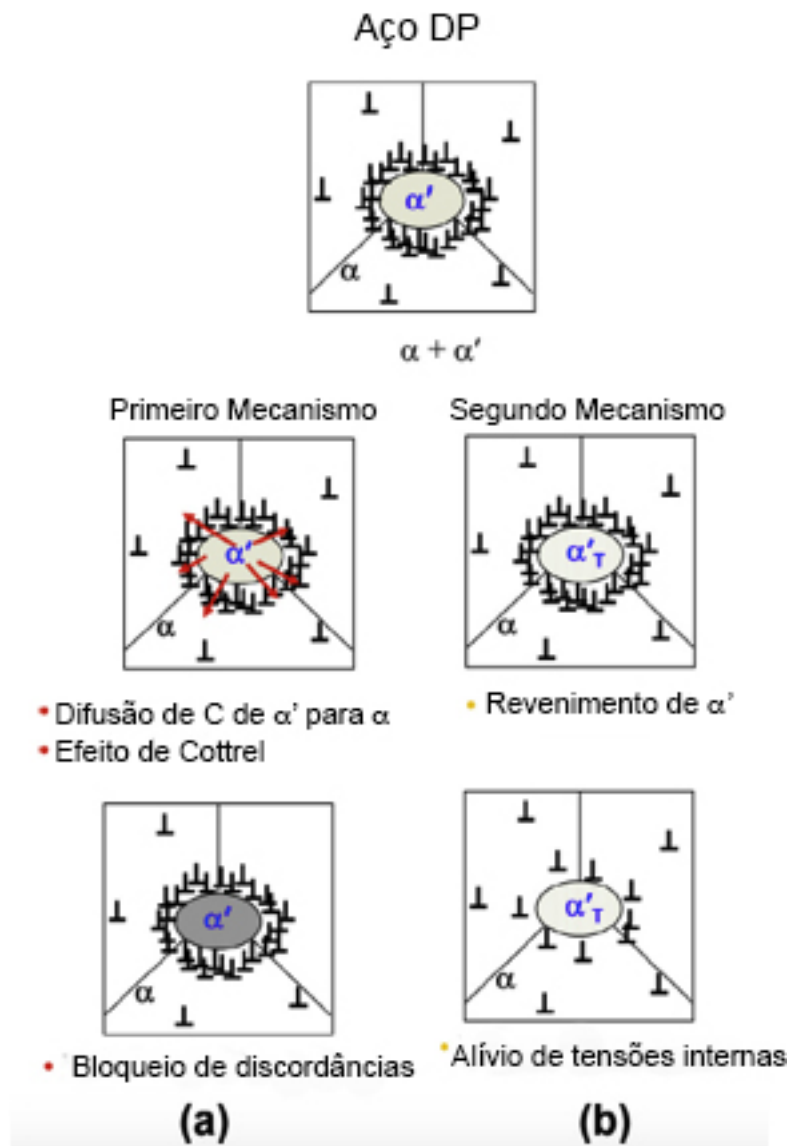


Figura 8: Mecanismos de Bake Hardening para aços DP. (RAMAZANI et. al 2013).

WATERSCHOOT et. al (2003) coloca os processos de uma forma contínua, representados na figura 9, descrito pelas etapas:

1. Ancoramento, onde as discordâncias nas fronteiras da ferrita são fixadas por átomos intersticiais de carbono, resultando em um aumento de resistência de 30 MPa.
2. Estágio de precipitação, onde o carbono intersticial em excesso forma aglomerados de carbono e carbonetos, aumentando a tensão de escoamento em até 65 MPa.
3. Estágio final de revenimento da martensita, onde ocorre a diminuição do seu volume pela formação de carbonetos, reduzindo assim as tensões internas elevando a resistência ao escoamento. Aumento de 160 a 250 MPa.

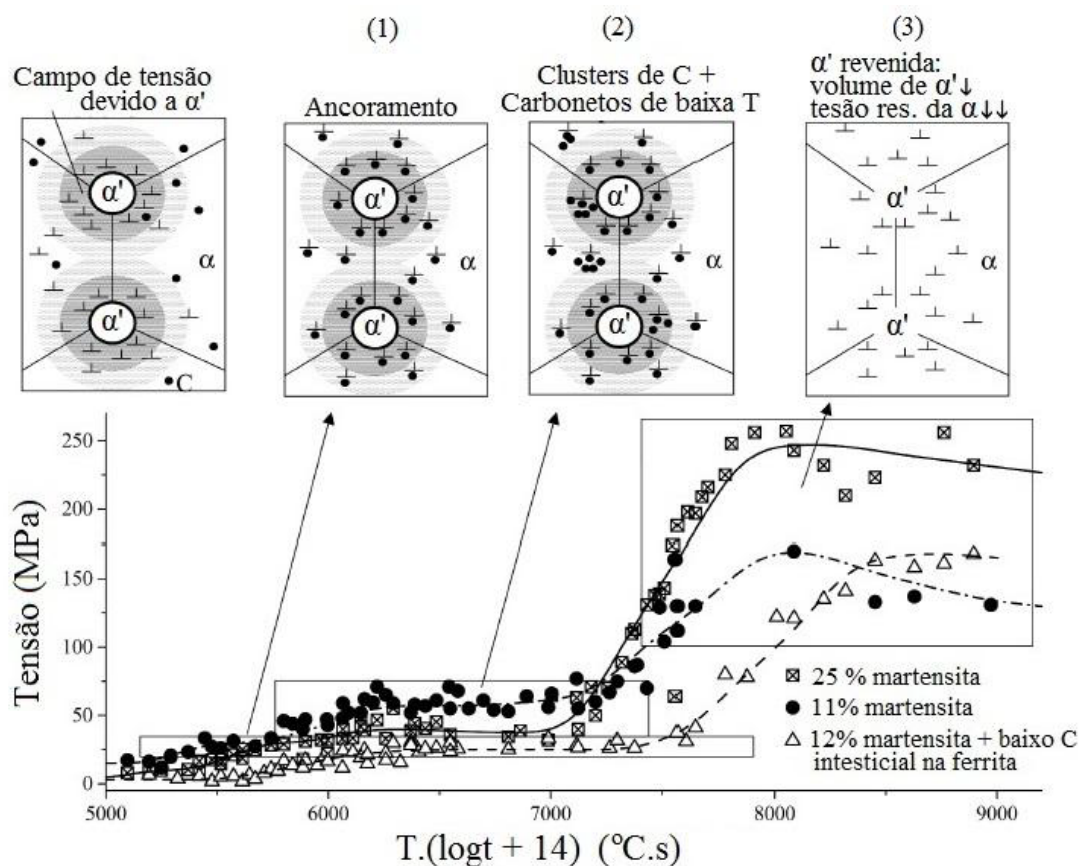


Figura 9: Visão global do processo de bake hardening sobre aços DP como função de um parâmetro de Hollomon-Jafe (WATERSCHOOT et. al 2003; adaptação de ROCHA, 2014).

Segundo TIMOKHINA et. al (2008), um dos principais mecanismos é o fato que a formação de uma alto volume de martensita (mais volumétrica) na matriz de ferrita poligonal durante a têmpera, leva à formação de zonas de deformação plástica com alta concentração de discordâncias na ferrita ao redor das ilhas de martensita. O alto teor de carbono na ferrita se difunde para as regiões de interface ferrita/martensita, fixando as discordâncias.

4. Procedimento Experimental

4.1. Metal Base

Como metal base foram utilizadas chapas de aço Tunplat Docol® 1000DP High-strength Steel, do fabricante SSAB, produzidas por laminação à frio, recozidas a 800 graus e temperadas em água.

As tabelas abaixo mostram dados fornecidos pelo fabricante. A tabela 1 mostra as propriedades mecânicas do aço e a tabela 2 sua composição química.

Tabela 1: Propriedades mecânicas do aço DP1000 da SSAB.

Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)
700-950	1000-1200	7

Tabela 2: Composição química do aço DP1000 da SSAB.

Fe (%)	C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	Al (%)	Nb (%)
98	0,15	0,5	1,5	0,01	0,002	0,04	0,0015

A propriedades mecânicas do aço utilizado no trabalho foram testadas em um trabalho prévio (Rocha, 2014), os resultados estão apresentados na tabela 3. Como pode se ver estão muito próximos dos informados pelo fabricante.

Tabela 3: Propriedades mecânicas do aço SSAB DP1000 testadas por ROCHA (2014).

Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Microdureza (HV 0,5)
802	1099	5	325

4.2. Procedimento de Soldagem

Todas as soldas foram realizadas no Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC) da UFRGS.

Chapas de 90 x 170 mm, de aço DP1000, primeiramente foram unidas aos pares utilizando cortes do metal base, que foram ponteados nas duas extremidades das chapas deixando uma abertura de raiz de 0,5 mm. Estes cortes ponteados nas extremidades visam minimizar a área de instabilidade do arco sobre a área efetiva da peça, resultando em um cordão de solda mais uniforme sobre a peça e um melhor aproveitamento de material. Elas agem como um metal de sacrifício pois a região inicial da solda é a qual o arco encontra-se menos estável, e o regime de extração de calor favorecido não é o quase estacionário, como o que tende a ocorrer no centro da solda, causando distorções na ZAC.

O espécimes foram soldados sobre um bloco de aço maciço, com um cobre junta feito de cobre e com abertura de raiz de 0,5 mm. As soldas foram realizadas na posição plana, com distância de bico de contato peça de 20 mm e vazão de gás de 15 l/min.

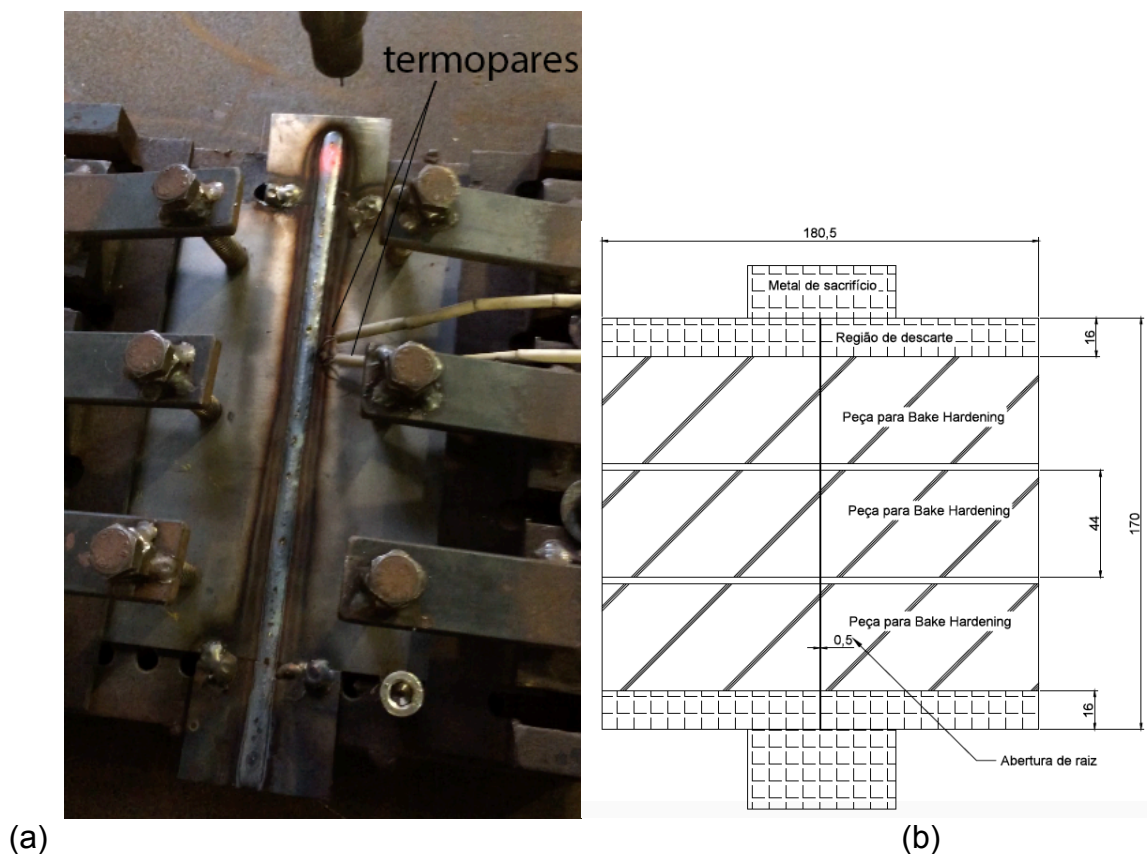


Figura 10: (a) Sistema para soldagem dos espécimes. (b) Croqui dos espécimes soldados.

Estes sistemas foram soldados a topo, com chanfro reto, na posição plana (1G) por processo MAG sinérgico, utilizando como gás de proteção uma mistura de Ar com 25% de CO_2 em um androide, resultando em espécimes de 180,5 x 170 mm (0,5 mm de espaçamento entre as chapas). Os cordões foram soldados perpendicularmente à direção de laminação das chapas de metal base. Foram utilizadas três energias de soldagem diferentes, com penetração completa.

A variação da energia de soldagem se deu através da velocidade de deslocamento da tocha, mantendo-se a corrente e a voltagem constantes.

O robô utilizado foi um Yaskawa Motoman, modelo MA 1400, equipado com uma tocha de soldagem MIG/MAG. A fonte de potência utilizada foi a Fronius Trans Plus Synergic 4000, digital, sinérgica, com curva característica de tensão constante, capacidade de soldagem em curto circuito, aerossol, pulsada com saída máxima de corrente de 400A.

A coleta dos dados de ciclo térmico da ZAC foi feita através de dois termopares tipo K em cada espécime soldado. Estes termopares foram posicionados a 2 e a 4 mm do cordão de solda, respectivamente e conectados a um sistema de aquisição de dados Lynks de 32 canais, com frequência de aquisição de 32 Hz.

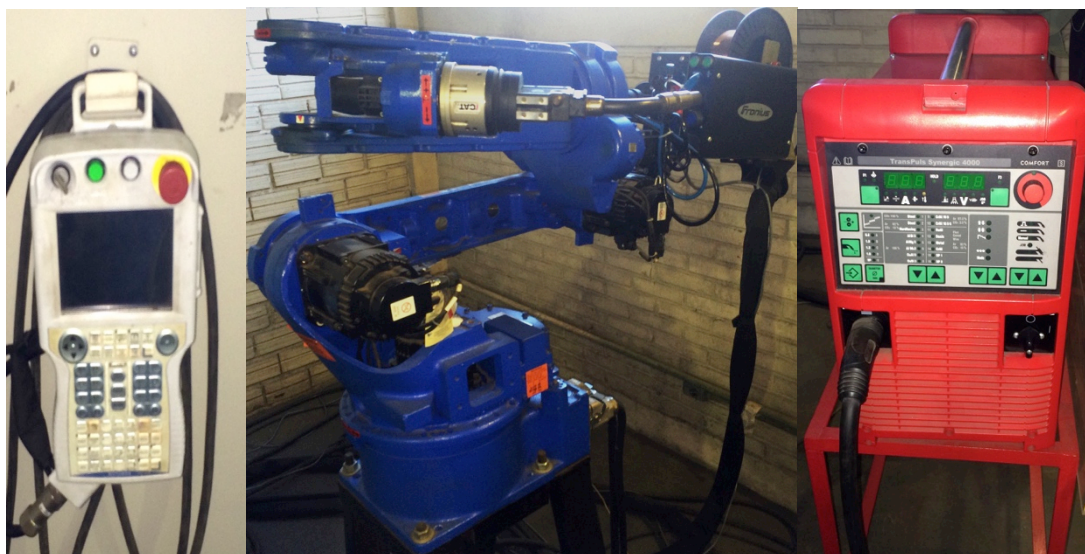


Figura 11: Controle do robô, robô e fonte utilizados na soldagem.

Foi utilizado um arame AWS ER120S-G maciço de 1,2 mm de diâmetro como metal de adição. A composição e propriedades do arame segundo o fabricante estão descritas nas tabelas 4 e 5.

Tabela 4: Composição química em massa do arame AWS ER120S-G.

Composição massa (%)	C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	No	Al	Cu
Min.	0.07	1.50	0.70			1.80	0.20	0.45		
Max.	0.12	2.00	1.00	0.020	0.020	2.30	0.40	0.65	0.03	0.30

Tabela 5: Propriedades mecânicas do arame AWS ER120S-G.

Tensão de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
810	900	18

Foram soldados 3 espécimes por condição de soldagem, a tabela com os parâmetros de cada condição está descrita abaixo.

Tabela 6: Parâmetros de soldagem utilizados.

Condição	Corrente (A)	Tensão Média (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Energia de soldagem (kJ/mm)
E1	130	20,5	13	0,2
E2	130	20,5	9	0,3
E3	130	20,5	7	0,4

A energia de soldagem foi calculada através da equação (2):

$$En = \frac{P_{med}}{v} \quad (2)$$

Onde P_{med} é a potência média (W) e v é a velocidade de deslocamento da tocha (velocidade de soldagem) (mm/s). A energia de soldagem calculada é denominada nominal (En), pois não leva em conta a eficiência térmica (η) do processo de soldagem. A potência média foi calculada a partir dos dados adquiridos de intensidade de corrente elétrica e de diferença de potencial através da equação (3).

$$P_{med} = \sum_0^n U_i \cdot \frac{I_i}{n} \quad (3)$$

Onde U_i é a diferença de potencial instantânea (V), i é a intensidade de corrente instantânea (A) e n é o número total de pontos adquiridos durante o regime de extração de calor quase estacionário na soldagem.

4.3. Bake Hardening

4.3.1. Determinação dos Parâmetros

Os parâmetros de bake hardening foram definidos com base em trabalhos prévios de TUMULURU et. al (2010) e TIMOKNINA et. Al (2008). As temperaturas seguiram a linha de ROCHA (2014), tendo em vista que os melhores resultados obtidos pelo mesmo foram encontrados nas menores temperaturas, o presente estudo utilizou temperaturas inferiores, visando obter condições ótimas de *baking*.

4.3.2. Procedimento de Bake Hardening

Os espécimes soldados foram seccionados utilizando serra fita, descartando 13 mm de metal em cada extremidade do cordão de solda, sendo divididos em 3 tiras iguais com dimensões de 44 x 180,5 mm conforme figura 12.

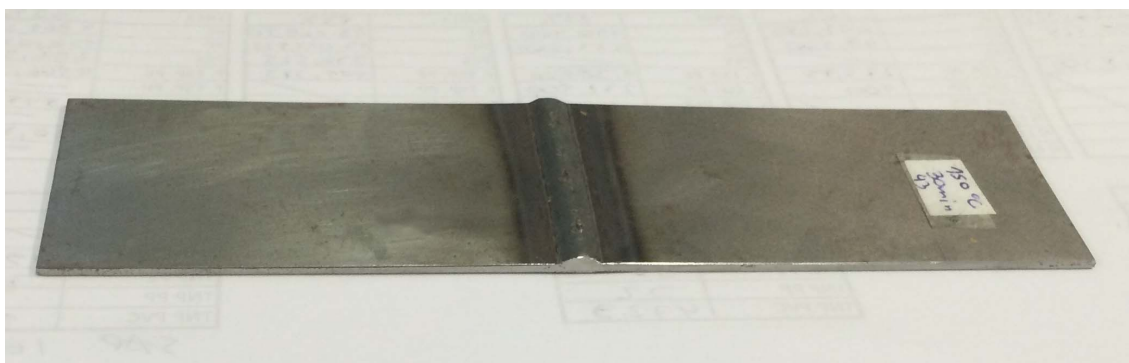


Figura 12: Espécime para tratamento térmico.

Os tratamentos térmicos das tiras foram realizados no Laboratório de Materiais Cerâmicos do UFRGS (LACER) em uma estufa da marca De Leo, modelo

1A Digital de 1,1 Kw de potência, representada na figura 13. A utilização da estufa em vez de um forno visou maior precisão nas baixas temperaturas.



Figura 13: Estufa onde foram realizados os tratamentos térmicos.

Cada uma das 3 partes foi submetida a uma relação tempo temperatura, e um espécime de cada energia de soldagem não sofreu tratamento térmico afim de se avaliar a propriedades mecânicas do metal soldado sem tratamento térmico. A tabela 7 mostra a relação das energias de soldagem e os parâmetros de bake hardening utilizados.

Tabela 7: Relação experimentos, parâmetros de soldagem e bake hardening.

Experimento	Energia de soldagem (kJ/mm)	de Temperatura (C°)	Tempo (min)
29015	0.2	90	15
29030	0.2	90	30
212015	0.2	120	15
212030	0.2	120	30
215015	0.2	150	15
215030	0.2	150	30
2ST	0.2	-	-
39015	0.3	90	15
39030	0.3	90	30
312015	0.3	120	15
312030	0.3	120	30
315015	0.3	150	15
315030	0.3	150	30
3ST	0.3	-	-
49015	0.4	90	15
49030	0.4	90	30
412015	0.4	120	15
412030	0.4	120	30
415015	0.4	150	15
415030	0.4	150	30
4ST	0.4	-	-

4.4. Corte e usinagem dos corpos de prova

Os espécimes soldados foram divididos conforme o croqui representado na figura 14 e a peça representada na figura 15.

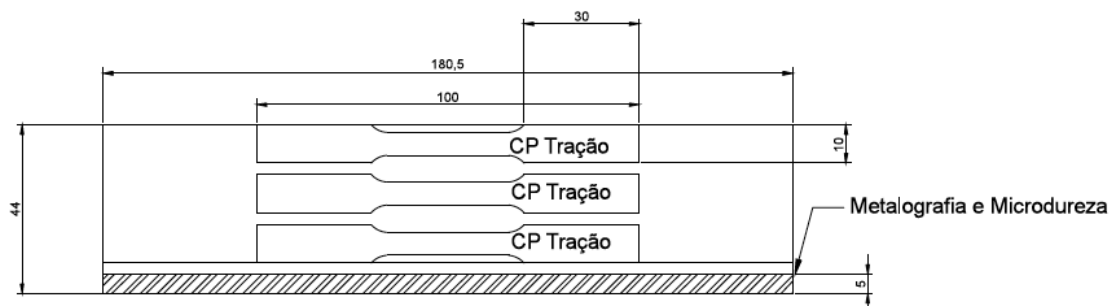


Figura 14: Croqui da usinagem dos corpos de prova (medidas em mm).



Figura 15: Chapa com desenho da usinagem.

Todos os cortes, usinagens das peças e fresas de cordões de solda foram realizados sob constante refrigeração para evitar mudanças estruturais no metal base.

4.5. Ensaios Metalográficos

As laterais dos cordões de solda foram retiradas e embutidas em uma resina acrílica de cura a frio, para facilitar sua manipulação e afim de evitar mudanças estruturais no aço. As amostras foram lixadas com lixas de mesh 80 à 120 e então polidas com pasta de diamante 0,3 μm e 0,1 μm . Por fim foi realizado o ataque severo com nital 2% para revelar as zonas de soldagem.



Figura 16: Cordões de solda embutidos em resina acrílica.

Para a realização das micrografias o procedimento foi o mesmo, porém o ataque com nital 2% foi de 2 a 3 s.

4.6. Ensaio de Microdureza

Os espécimes de todas as condições foram embutidos em resina de poliéster visando evitar mudanças microestruturais e atacados com nital 2% para revelar a ZAC (zona afetada pelo calor) e a área do cordão de solda.

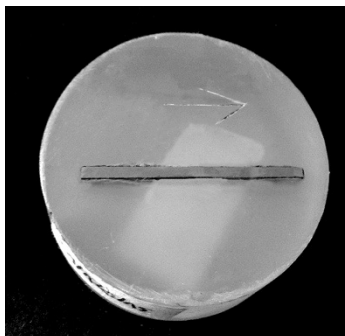


Figura 17: Exemplo de amostra embutida em poliéster.

Os ensaios e perfis de microdureza foram realizados com um microdurômetro da marca Insize modelo ISH-TDV2000-B, utilizando carga de 500 g e tempo de aplicação de 10s. Os ensaios seguiram a norma E384 (2011). Os perfis de dureza transversais às juntas foram realizados a meia altura da espessura do metal base, analisando-se assim a evolução microestrutural ao longo das juntas.

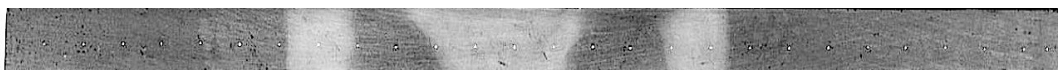


Figura 18: Medidas de microdureza da amostra 4312030 com identações igualmente espaçadas.

4.7. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração uniaxial das juntas soldadas foram realizados no LAMEF (UFRGS), em uma máquina eletromecânica da marca Instron modelo 5585H. A taxa de deslocamento foi de 0,375mm/min e a base de medida L0 para determinação do alongamento foi de 25mm. Os ensaios e as dimensões dos corpos de prova sub-size seguiram a norma ASTM E8/E8M (2013). Nas imagens da figura 19 encontram-se a máquina utilizada e as dimensões dos corpos de prova.

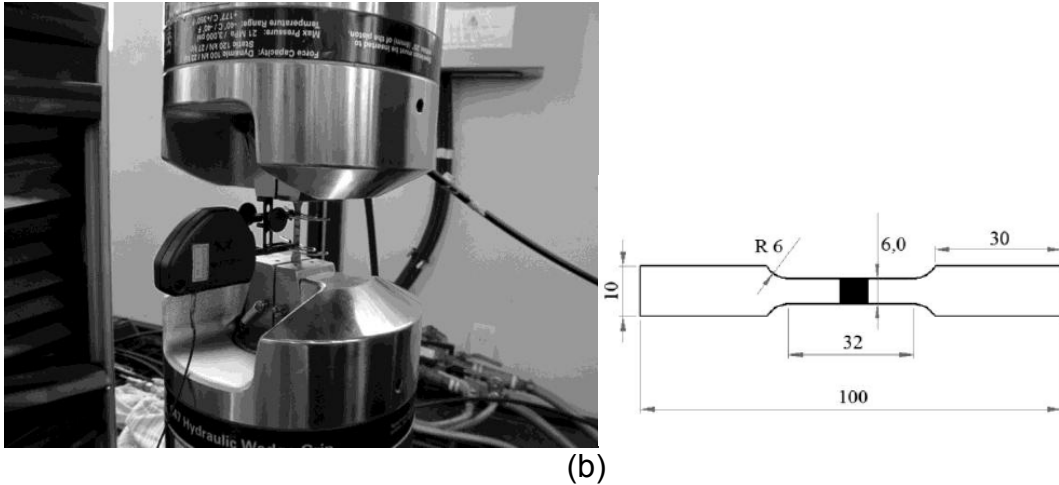


Figura 19: (a) Máquina de ensaio de tração marca Instron utilizada nos ensaios. (b) Dimensões corpo de prova para ensaios de tração sub-size (em mm).

5. Resultados e Discussão dos Resultados

5.1. Ciclos térmicos

Os dados coletados pelos termopares a 2 mm e a 4 mm de distância do centro do cordão de solda estão apresentados gráfico da figura 20. Pode-se observar as temperaturas máximas atingidas para cada energia de soldagem. Como esperado, as temperaturas máximas aumentam com o aumento da energia de soldagem.

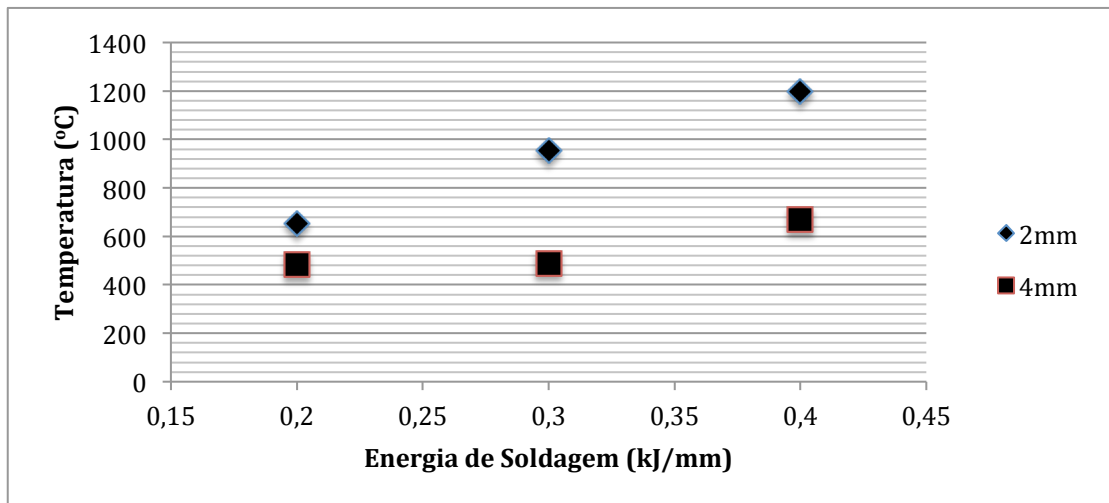


Figura 20: Gráfico de temperaturas máximas a 2 mm e a 4 mm do cordão de solda.

5.2. Cálculo de A_{c1} e A_{c3}

As equações de Trzaska e Dobrzanski (2007), (4) e (5) levam em conta a composição química da liga do aço para o cálculo de A_{c1} e A_{c3} , chegando a um valor com grande precisão.

$$A_{c1} = 739,3 - 22,8(C) - 6,8(Mn) + 18,2(Si) - 11,7(Cr) - 15(Ni) - 6,4(Mo) - 5(V) + 28(Cu) \quad (4)$$

$$Ac_3 = 937,3 - 224,5(C^{0,5}) - 17(Mn) + 34(Si) - 14(Ni) + 21,6(Mo) + 41,8(V) - 20(Cu) \quad (5)$$

Para o aço DP1000 Ac_1 resultou em 735°C e Ac_3 em 873 °C.

5.2. Microdurezas e Geometrias das Juntas

Inicialmente foram medidas as áreas transversais (médias) dos metais de solda (MS) em função da energia de soldagem. Observa-se, pelo gráfico da figura 21, que a área aumenta com o aumento da energia de soldagem, o que se justifica, pois quanto menor a velocidade de soldagem, maior é a deposição de metal, maior é a energia, e maior é a fusão do metal base.

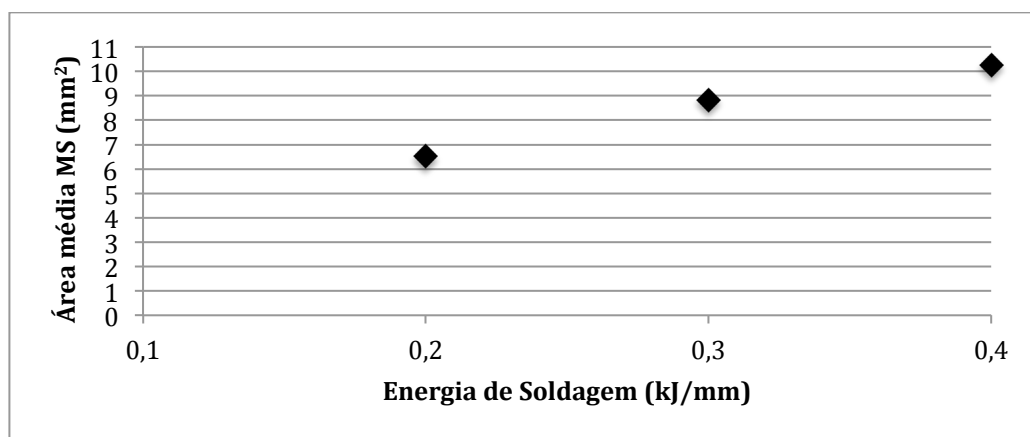


Figura 21: Gráfico relação área transversal do metal de solda (MS) pela energia de soldagem.

O padrão de perfil de microdureza das amostras está demonstrado na figura 22.

As zonas representadas correspondem ao metal base inalterado (MB), metal de solda (MS) e as quatro zonas afetadas pelo calor (ZAC), metal base revenido (MBR), região subcrítica (RSC), região intercrítica (RIC) e região de crescimento de grão (RCG). Importante ressaltar que nesta amostra o cordão de solda já encontrava-se fresado, ou seja, sem o reforço. A grande área branca central revelada pelo nital corresponde ao cordão de solda, e as duas faixas brancas correspondem a área de revenimento da martensita.

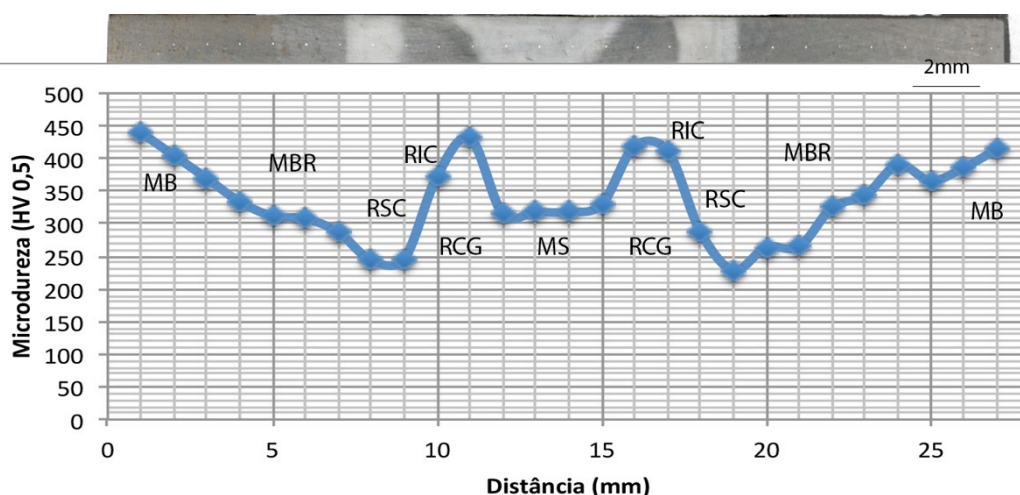


Figura 22: Macrografia e perfil de microdureza da amostra 4312030. MB: metal base; MBR: metal base revenido; RSC: região subcrítica; RIC: região intercrítica; RCG: região de crescimento de grão; MS: metal de solda.

Relacionando-se o perfil de dureza e a macrografia, observa-se que as durezas máximas encontram-se na região de crescimento de grão, imediatamente ao lado do cordão de solda, e as durezas mínimas se encontram na região subcrítica, região de revenimento da martensita.

A figura 23 mostra um comparativo dos perfis de dureza para os espécimes sem tratamento térmico das três diferentes energias de soldagem (E_n).

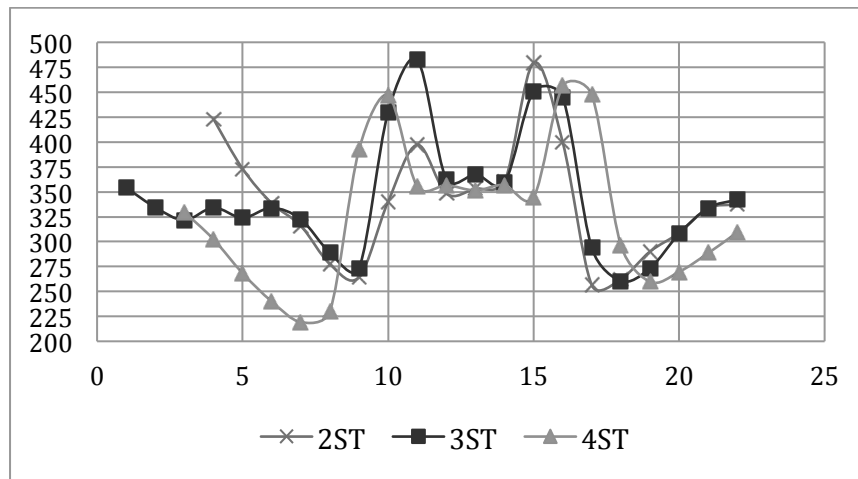


Figura 23: Perfil de microdureza das juntas soldadas sem tratamento térmico.

As diferenças notáveis que fazem com que os gráficos não coincidam são os pontos centrais que referem-se a área do cordão de solda, observa-se que o cordão de solda da condição 4st é mais largo que os demais, bem como os pontos de máxima e mínima dureza mais espaçados, o que se confirma pela área da seção transversal do cordão de solda e maior ZAC dessa condição. Isso concorda com o que foi previamente relatado (Xia, 2008) onde maiores velocidades de soldagem, e consequentemente menores energias, reduzem a área e a largura da ZAC.

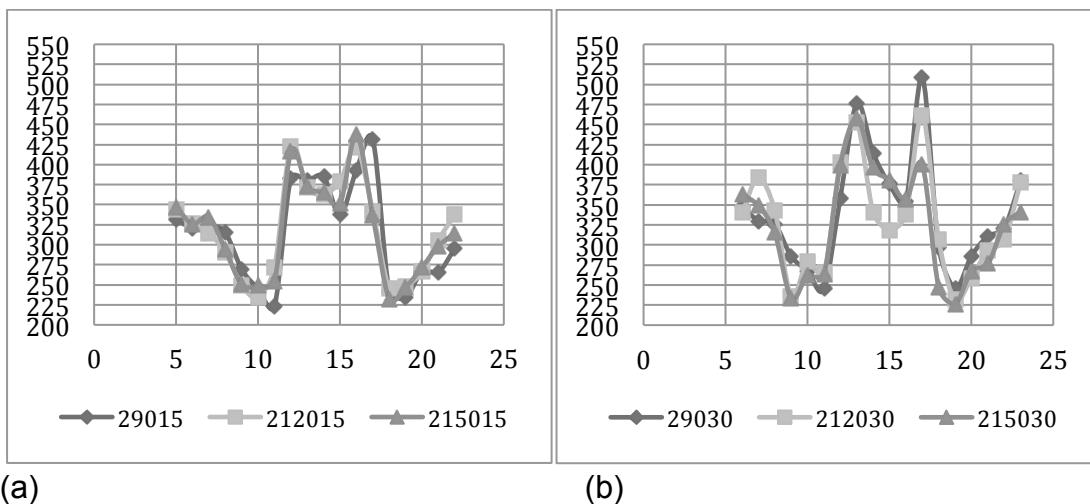


Figura 24: (a) perfil de microdureza espécimes soldados com $En=0,2$ kJ/mm e com tempo de bake hardening de 15 minutos; (b) perfil de microdureza espécimes soldados com $En=0,2$ kJ/mm e com tempo de bake hardening de 30 minutos.

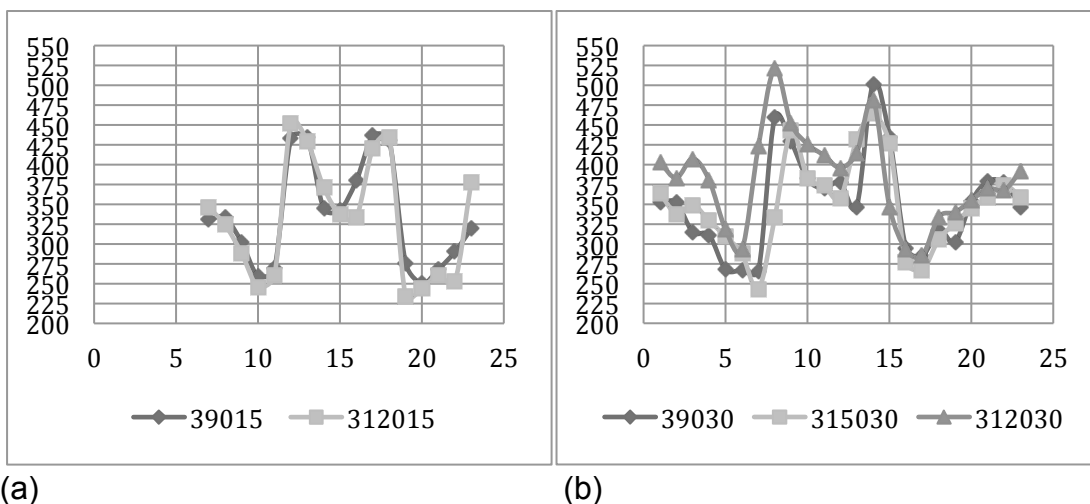


Figura 25: (a) perfil de microdureza espécimes soldados com $En=0,3$ kJ/mm e com tempo de bake hardening de 15 minutos; (b) perfil de microdureza espécimes soldados com $En=0,3$ kJ/mm e com tempo de bake hardening de 30 minutos.

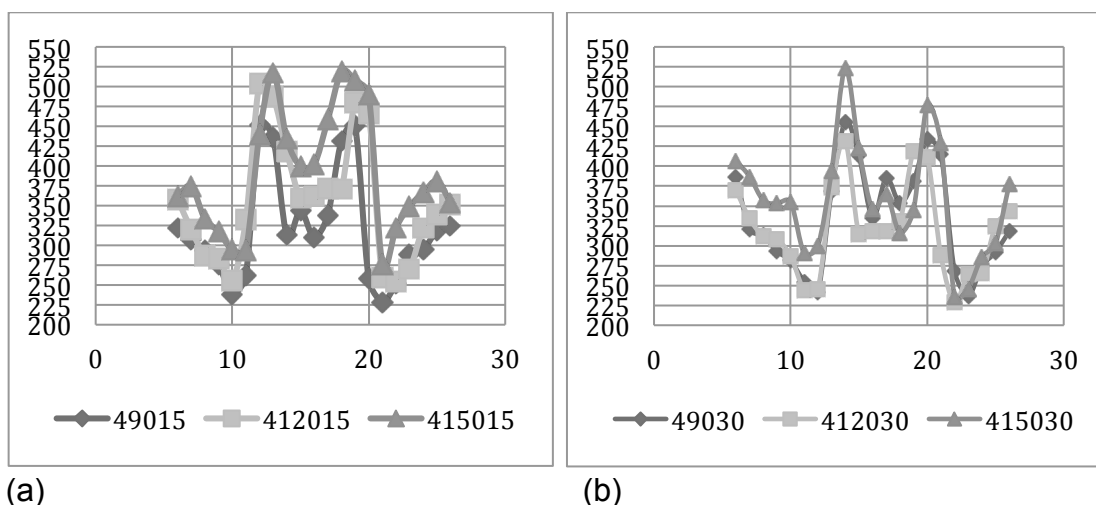


Figura 26: (a) perfil de microdureza espécimes soldados com $En=0,4$ kJ/mm e com tempo de bake hardening de 15 minutos; (b) perfil de microdureza espécimes soldados com $En=0,4$ kJ/mm e com tempo de bake hardening de 30 minutos.

Não se observou nenhum ganho significativo em dureza após os tratamentos térmicos, os gráficos praticamente se sobrepõe para os diferentes tempos, com algumas variações pequenas entre si. Sendo estas variações locais e não constantes para todos os casos, dentro do mesmo grupo de espécimes, não se pode atribuir este ganho ao tratamento térmico de *bake hardening*.

Em todos os gráficos observa-se pontos de mínimo bastantes intensos, estes locais são onde ocorre o abrandamento da estrutura pela difusão do carbono da martensita. Este abrandamento pode ser calculado à partir da dureza média do metal base e a dureza mínima encontrada na ZAC.

A equação 7 utilizada para o cálculo esta descrita abaixo:

$$\text{Abrandamento (\%)} = \left[1 - \left(\frac{HV_{MB} - HV_{ZACmin}}{HV_{MB}} \right) \right] \cdot 100 \quad (7)$$

Novamente, o abrandamento para as diferentes condições de soldagem variou pouco apesar do alargamento da ZAC. Na figura 27, no gráfico adaptado de um trabalho anterior (Rocha, 2014), observa-se que o nível de abrandamento previsto para as energias de soldagem estudadas no presente trabalho é muito próximo, portanto os resultados quase não variaram de condição para condição levando em conta o desvio padrão.

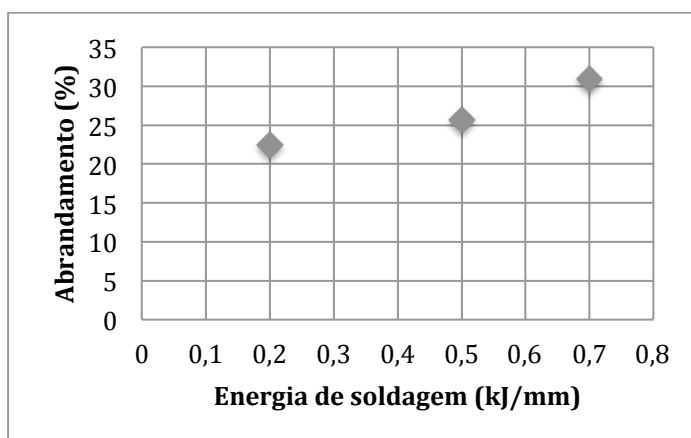


Figura 27: Abrandamento calculado para diferentes energias de soldagem. Gráfico adaptado (Rocha, 2014).

5.3. Análises metalográficas

5.3.1. Metal Base

A figura 28 referente ao aço DP1000, mostra a presença de duas fases distintas, a ferrita (α), e a martensita (α'), como era esperado. A partir da proporção de fases analisadas em várias imagens, foi calculado que as fases se dividem em 50% cada com uma pequena margem de erro. Na micrografia, nota-se o bandeamento das fase, que geralmente ocorre no processo de fabricação do aço por meio de laminação à frio, com a segregação do elemento de liga Mn (Calcagnoto et. al, 2012).

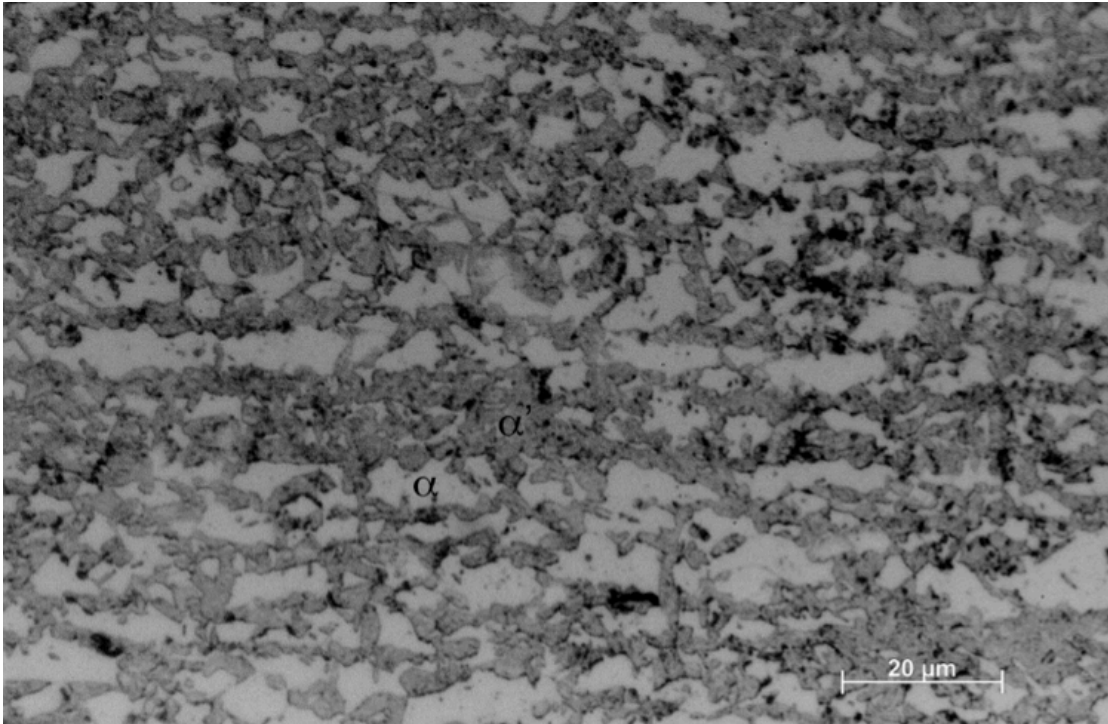


Figura 28: Microestrutura da seção longitudinal do aço DP1000. Amostra 3st.

5.3.2. Metal de solda

A microestrutura da região do metal de solda é bem característica, com microconstituintes bainíticos e martensíticos, e se repete para todos os casos analisados. As variações na dureza se explicam pelo ciclo térmico que é variável com a energia de soldagem, resultando em fazes com maior fração de bainita ou de martensita.



Figura 29: cordão de solda 3st. Microestrutura de martensita e bainita com pequenos grãos de ferrita acicular dispersos.

Na figura 30 pode se observar a diferença microestrutural entre o metal de solda e a zona de crescimento de grãos. Podemos observar as linhas de

solidificação no metal de solda (MS) e a estrutura acicular da região de crescimento de grãos (RCG).

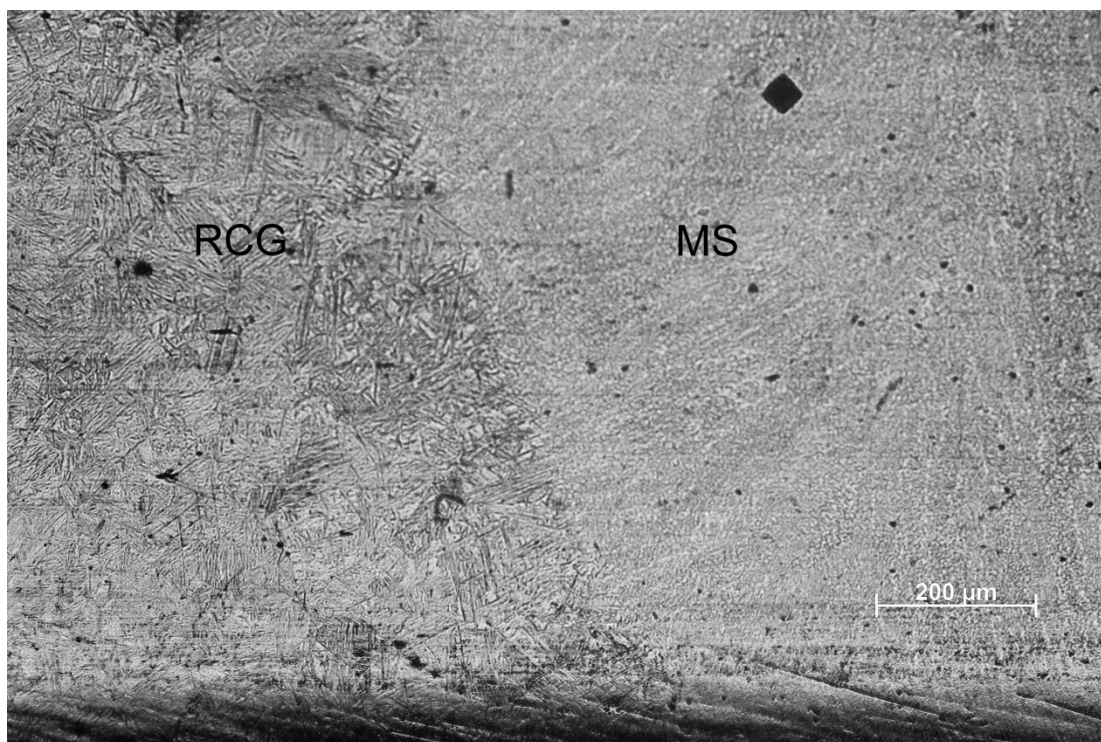


Figura 30: Divisa entre a região de metal de solda e a região de crescimento de grão do espécime 415030.

5.3.3. Zona afetada pelo calor

As ZACs apresentam microestruturas bem diferenciadas entre si, e com isso durezas e propriedades mecânicas distintas. As zonas de crescimento de grão, representadas na figura 31, são onde foram medidas as maiores durezas (HV-dureza Vickers) para todos os espécimes. Isso se explica pois esta região sofreu aquecimento acima de A_{C3} e teve uma taxa de resfriamento alta o suficiente para gerar uma microestrutura predominantemente acicular com componentes martensíticos e bainíticos. Pelas medidas dos ciclos térmicos obtidas para energia de soldagem de 0,4 kJ/mm, essa região atingiu temperatura máxima de 1196°C, ou seja, passando a isoterma A_{C3} . Sendo assim, a microestrutura foi convertida totalmente em austenita, e com a taxa de resfriamento alta a austenita foi transformada em microconstituintes de alta dureza. Apesar de para a condição de 0,2 kJ/mm os termopares a 2 mm não apontarem temperaturas superiores a A_{C3} , a microestrutura sugere que o mesmo ocorreu nesta região.

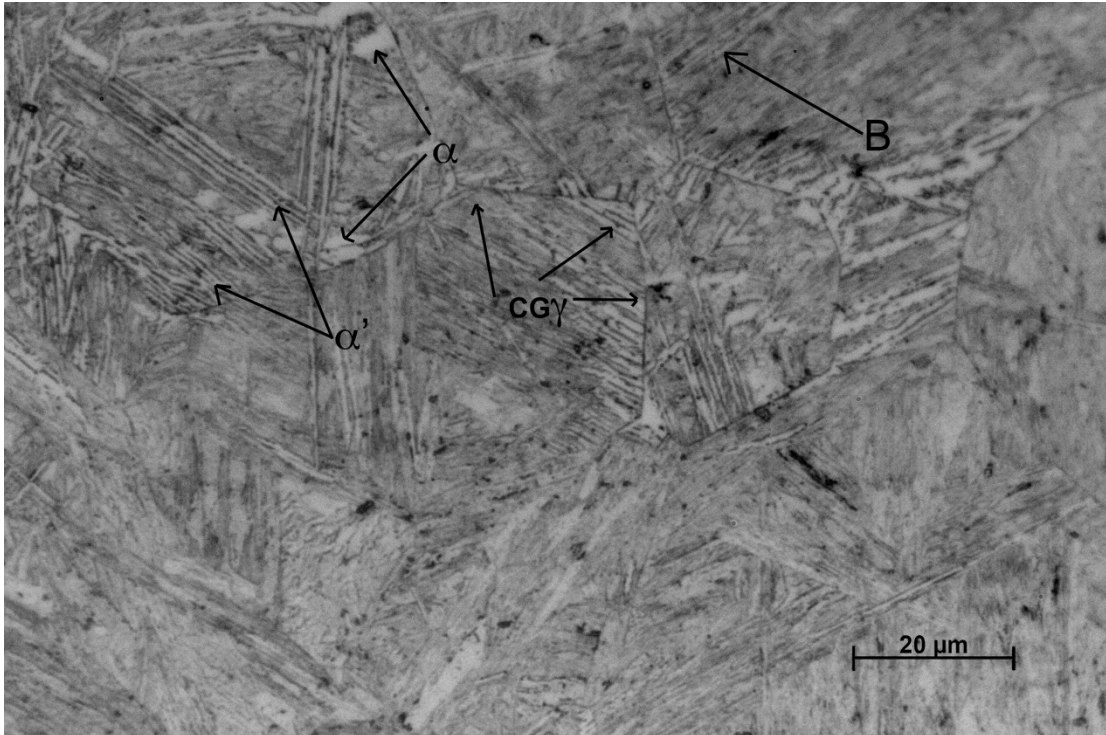


Figura 31: zona de crescimento de grão do espécime 3st – HV=451. B: bainita; CGg: contorno de grão austenítico; α : ferrita; α' : martensita.

Na figura 31 percebe-se bem o contorno do grão austenítico que precedeu as fases da região de crescimento de grão.

A região intercrítica é caracterizada pela região onde as temperaturas máximas se encontram entre as isotermas A_{C1} e A_{C3} . Esta faixa de temperatura é a mesma utilizada para fabricação do aço DP, e nela a martensita se transforma em austenita, e dependerá de um resfriamento rápido para voltar a se transformar em martensita e obter-se assim a estrutura bifásica de ferrita e martensita.

Na figura 32 pode se observar uma microestrutura composta de várias fases, grãos pequenos e disformes devido a faixa de temperatura entre A_{C1} e A_{C3} . As fases claras correspondem a ferrita e as mais escuras em sua maioria martensita, já que a taxa de aquecimento nesta região não é suficiente para austenitizar completamente a microestrutura.

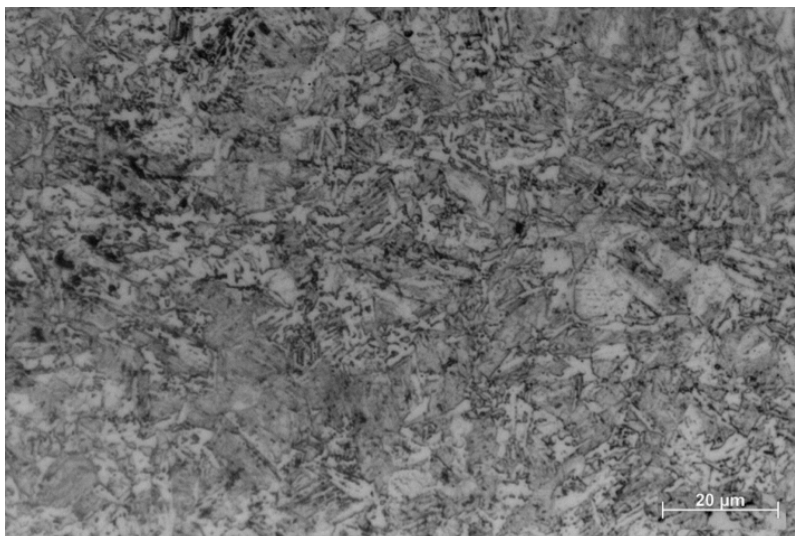


Figura 32: Região intercrítica condição 3st.

As regiões subcríticas, ilustradas na figura 33 foram onde foram medidas as menores durezas para todos os espécimes estudados. Nota-se uma redução tanto no tamanho como na quantidade de fase martensítica, ficando a estrutura predominantemente ferrítica. Conforme Hernandez et al. (2011), esta região compreende o último estágio do revenimento, no qual a martensita sofre recuperação e recristalização. A estrutura resultante é rica em ferrita e cementita resultante da decomposição da martensita (Biro et al, 2010).

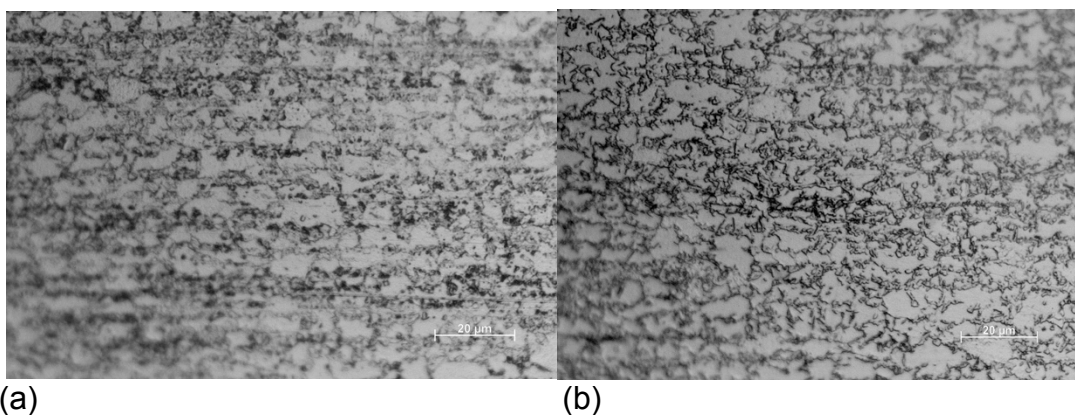


Figura 33: Regiões subcríticas dos espécimes, onde é encontrada a dureza mínima, onde ocorre a dureza mínima; (a) 415030- HV =290 V; (b)212015 – HV= 253.

A última região observada, na figura 34, é referente ao metal base, onde a dureza torna-se constante, assim como a microestrutura, devido a pequena ação da temperatura. Não foi possível observar diferenças significativas na microestrutura pós tratamento de *bake hardening* à partir da amplificação de 1000X, bem como com MEV em trabalhos anteriores (Rocha, 2014).

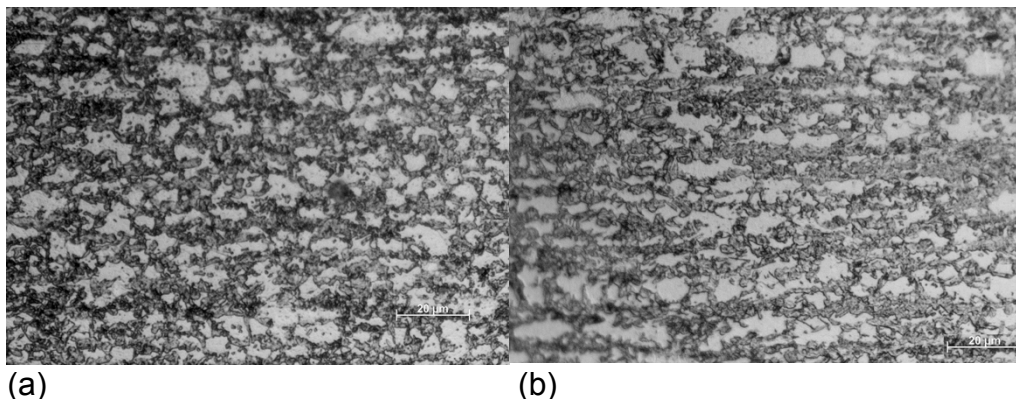


Figura 34 Micrografias do metal base dos espécimes (a) 415030; (b) 212015.

5.4. Ensaio de Tração

5.4.1. Regiões de fratura dos corpos de prova

A grande maioria dos corpos de prova das juntas soldadas fraturaram na ZAC, com exceção de alguns casos com energia de soldagem de 0,2 kJ/mm onde não houve penetração completa da solda, ocasionando fratura mista, predominantemente frágil no cordão de solda. Esta falta de penetração foi causada por um desvio do arco elétrico do centro da abertura de raiz, ocasionando descentralização do cordão de solda resultando em um vazio, e conseqüentemente concentração de tensões nesta área. Este pequeno desvio pode ter ocorrido para outras energias de soldagem, porém, como as energias eram maiores a fusão do metal base provavelmente preencheu a abertura de raiz.

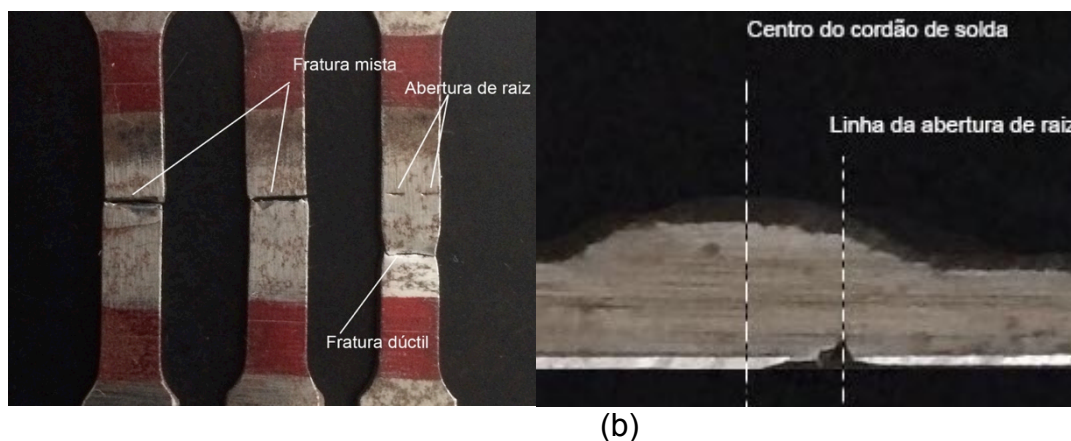


Figura 35: (a) Espécimes da mesma condição de soldagem, evidenciando o efeito da falha na soldagem para os dois primeiros casos e apontando a mesma falha, que não chegou a influenciar na fratura do terceiro corpo de prova. (b) Falha de descentralização da abertura de raiz pelo arco elétrico.

Para os demais casos, a região de fratura foi localizada na região subcrítica, ou seja, exatamente na região onde houve maior queda de dureza devido ao revenimento da martensita, como apresentado na figura 36.



Figura 36: Copos de prova com fratura dúctil.

5.4.2. Resultados das juntas como soldadas

A média dos limites máximos de resistência à tração para os dois extremos de energia de soldagem são apresentados nos gráfico da figura 23.

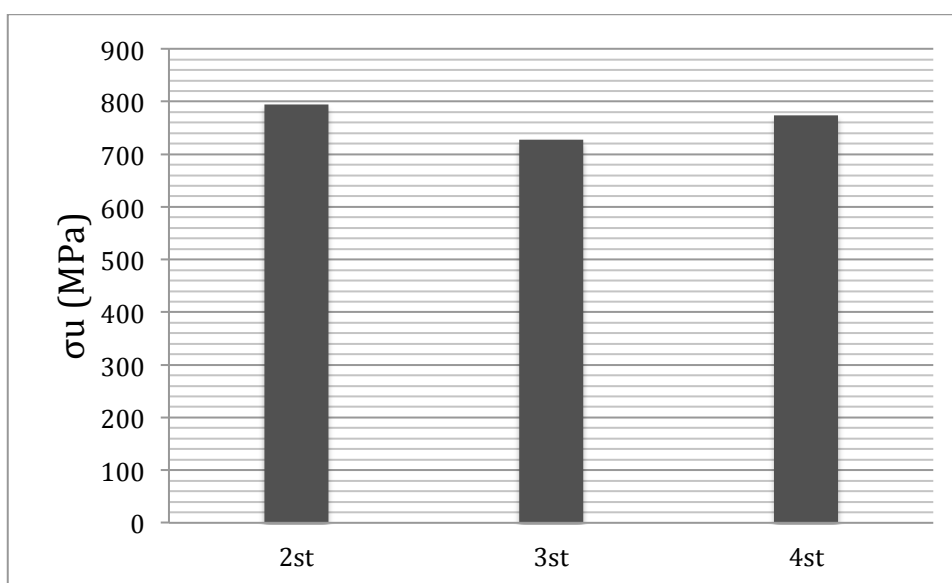
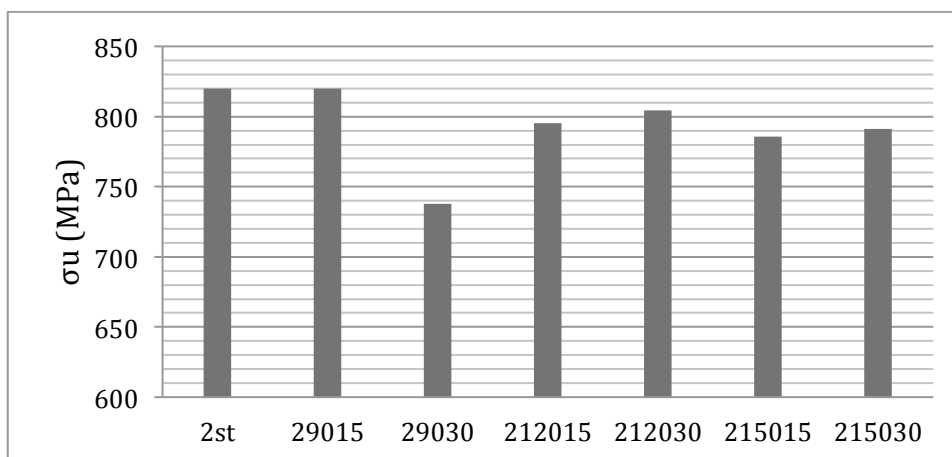


Figura 37: Gráfico comparativo entra o limite de resistência à tração (σ_u) para as 3 condições de soldagem.

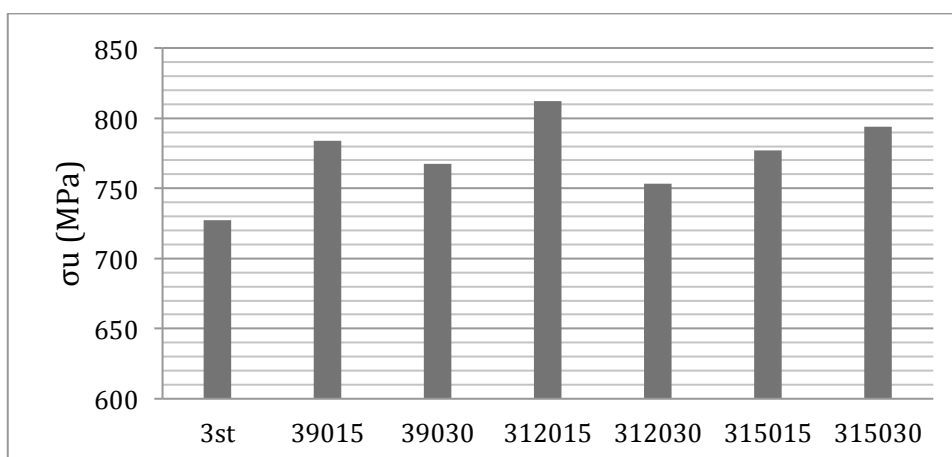
A partir do gráfico podemos observar que a queda do limite de resistência à tração com relação a do metal base é menor para a menor energia de soldagem, representando uma queda de 27,6% para energia de soldagem de 0,2 kJ/mm e de 29,6% para 0,4 kJ/mm. O espécime 3st, apresenta um resistência à tração inferior à esperada, já que trabalhos anteriores (ROCHA, 2014) apontam que a resistência a tração diminui com o aumento da energia de soldagem. Seria portanto necessário um maior número de ensaios para cada caso, para assegurar maior precisão de resultados e chegar-se a uma conclusão definitiva.

5.3.3. Resultados das juntas após o Bake Hardening

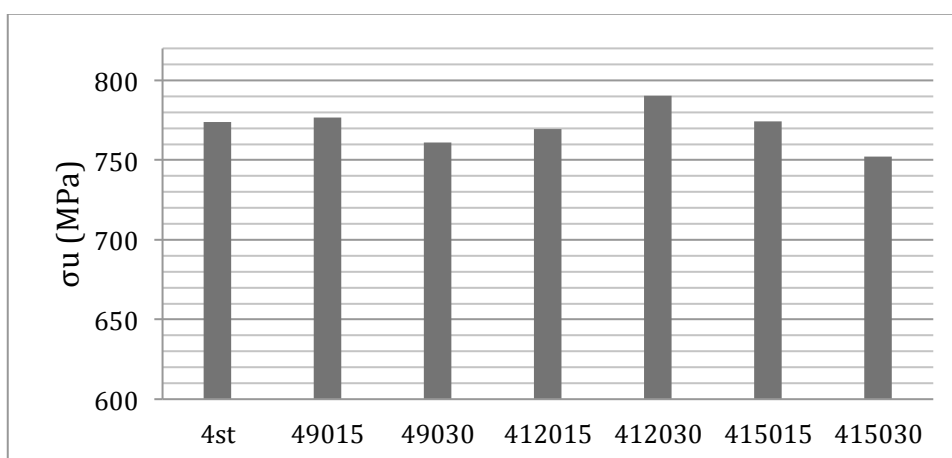
Os gráficos da figura 38 mostram os resultados dos ensaios de tração uniaxial para todos os espécimes estudados.



(a)



(b)



(c)

Figura 38: Comparativo dos limites de resistência à tração médio para cada condição. (a) 0,2 kJ/mm; (b) 0,3 kJ/mm; (c) 0,4 kJ/mm.

Analisando separadamente os gráficos de limite de resistência das condições estudadas podemos observar que:

Para o gráfico (a) correspondente a energia de soldagem de 0,2 kJ/mm, não foi observado ganho em resistência à tração após o tratamento de *bake hardening*, pelo contrário, tivemos uma queda de resistência. Porém não se pode à partir disto assumir que o tratamento térmico possa não ter surtido efeito no metal. Houve um certo ganho em resistência de uma condição para a outra, como por exemplo de 212015 para 212030 e de 215015 para 215030, onde para os dois casos, o acréscimo de 50% de tempo de tratamento térmico, pode ter ocasionado o aumento em resistência mecânica.

Analisando o gráfico (b) de limite de resistência à tração para a energia de soldagem de 0,3 kJ/mm, comparando-se os gráficos dos espécimes tratados termicamente, podemos observar que houveram diferenças entre os resultados obtidos. Partindo dos resultados onde houveram ganhos, como da condição 315015 para 315030, pode se supor que como no caso do gráfico (a), o *bake hardening* teve efeito positivo no aumento da resistência mecânica do espécime. Podemos observar também, que o caso 312015 possui uma resistência à tração maior que a dos demais espécimes, podendo indicar que o tratamento térmico à temperatura de 120°C durante 15 minutos já é suficiente para que se observe o *bake hardening*, isso concorda com o reportado por Waterschoot (2003) onde temperaturas próximas a 100°C apresentam ganhos de até 60 MPa.

Para condição de 0,4 kJ/mm, as diferenças entre os resultados de cada condição estão bastante próximos, com algumas quedas de resistência da condição como soldado e as tratadas termicamente. Porém também podemos observar um ganho em resistência mecânica na condição 412030 quando comparada a condição somente soldada, que concorda com os casos em (a) e (b), reforçando a hipótese de que o *bake hardening* pode ter influenciado a resistência à tração dos espécimes soldados.

Hipóteses de perda de resistência devido aos tratamentos térmicos realizados, a princípio são descartadas devido as extremamente baixas temperaturas utilizadas, já que o revenimento da martensita tem início por volta de 200°C (HERNANDEZ et al, 2011), sendo as variações negativas nas resistências a tração médias provavelmente decorrentes de desvios microestruturais decorrentes de flutuações na energia de soldagem ocorridas durante os processos. Um estudo mais aprofundado das estruturas e regiões de fratura seria necessário para se entender melhor estes resultados.

6. Conclusões

À partir dos dados experimentais obtidos neste trabalho, pode-se observar a queda de dureza na ZAC, mais precisamente na zona subcrítica dos espécimes soldados, essa queda de dureza ocasionou a fratura dúctil dos corpos de prova exatamente nesta região.

Os resultados dos ensaios de microdureza não apontaram diferenças consideráveis entre os espécimes tratados termicamente e os outros, podendo-se a partir disto estimar que o *bake hardening* nas condições estudadas neste trabalho não teve efeito sobre a dureza.

O desempenho dos corpos de prova em tração levantam a hipótese de que os tratamentos térmicos podem ser efetivos nas três temperaturas e tempos estudadas, porém uma análise mais ampla e aprofundada ainda se faz necessária.

7. Sugestões para futuros trabalhos

Fazer um estudo detalhado das condições apresentadas neste trabalho, focando em um menor número de condições e envolvendo maior número de corpos de prova de ensaios de tração para cada condição.

Adicionar um sistema de coleta de dados da fonte de potência de soldagem afim de avaliar oscilações durante a soldagem das juntas.

Utilizar um maior número de termopares para acompanhar melhor os ciclos térmicos ao longo a junta soldada.

Fazer uma análise mais aprofundada da microestrutura do material utilizando MET e talvez difração de raios X para avaliar a estrutura cristalina do aço.

8. Referências Bibliográficas

ASKOY M., ESIN A. Improving the Mechanical Properties of Structural Carbon Steel by Dual-Phase Heat Treatment. *J. Mater. Eng.*, Vol. 10, No. 4, 281-287, 1988.

ASTM STANDARDS E562-11. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. Oct., ASTM International, West Conshocken, PA, 2011.

ASTM STANDARD E384-11. Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials. Aug., ASTM International, West Conshocken, PA, 2011.

ASTM STANDARD E8/E8M-13a. Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count. Aug., ASTM International, West Conshocken, PA, 2013.

BAKER L. J., DANIEL S. R., PARKER J. D. Metallurgy and processing of ultralow carbon bake hardening steels, *Materials and Science Technology*, vol.18, p. 355-368 Abril 2002.

BIRO E., McDERMID J.R., EMBURY J.D., ZHOU Y. Softening Kinetics in the Subcritical Heat-Affected Zone of Dual-Phase Steel Welds. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 41, Sept., p. 2348-2356, 2010.

GALÁN J., SAMEK L., VERELEYSEN P., VERBEKEN K., HOUBAERT Y. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. *Revista de Metalurgia*, Vol. 48, No. 2, p. 188-131, 2012

GRANBOM Y. Structure and mechanical properties of dual phase steels – An experimental and theoretical analysis. Tese de doutorado – Royal Institute of Technology, School of Industrial Engineering and Management, Material Science Engineering, Division of Mechanical Metallurgy, Estocolmo, Suécia, 2010.

GORNI A., BRANCHINI O. A Produção de Chapas de Aço Bifásico. *Máquinas e metais*, Abr., p 84-90, 1989.

HALL J. N. Evolution of Advanced High Strength Steels in Automotive Applications. *Auto/Steel Partnership*. Web. Auto Steel Org. Maio, 2011.

HERNANDEZ V. H., NAYAK S., ZHOU Y. Tempering of Martensite in Dual-Phase and Its Effects on Softening Behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 42A, Oct., p. 3115-3129, 2011.

IVARSON A., Joining of Advanced High Strength Steels, *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, SSAB, Stockholm, Sweden*, N. 5, p. 58 – 61, 2014.

KUZIAK R., KAWALLA R., WAENGLER S. Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. *Achieves of civil and mechanical engineering*, Vol.. 8, No. 2,p. 103-117, 2008.

LLEWELLYN D.T., HILLIS D.J. Dual Phase Steels. Ironmaking and Steelmaking, Vol. 23, No. 6, p. 471-477, 1996.

LUCINDA de C. R.; Leifert R. M. Economia de Baixo Carbono: Avaliações de Impacto de Restrições e Perspectivas Tecnológicas, Setor Automobilístico, Indústria Automobilística, 2012.

MACAHADO I. G. Soldagem e Técnicas Conexas: processos. 1ª edição, Imprensa livre, Editora Ltda, p.15, 1996.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS D. B. Introdução à metalurgia da Soldagem. UFMG, Belo Horizonte, 2012.

OICA, fonte WEB: www.oica.net/category/sales-statistics/ acesso em 19/04/2015.

PANDA S.K., SREENIVASAN N., KUNTZ M.L., ZHOU Y. Numerical Simulations and Experimental Results of Tensile Test Behavior of Laser Butt Welded DP980 Steels. Journal of Engineering and Materials Technology, Vol. 130, No. 4, p. 041003-1 - 041003-9, 2008.

PERELOMA E.V, MILLER M.K., TIMOKHINA I.B. On the Decomposition of Martensite During Bake Hardening of Thermomechanically Processed Transformation-Induced Plasticity Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39A, Dez., p. 3210-3216, 2008.

RAMAZANI A., BRUEHL S., GERBER T. BLECK W. PRAHL U. Quantification of bake hardening effect in DP600 and TRIP700 steels, Materials and Design, 57, p.479 – 486, 2014.

ROCHA R. O, MELO T. M. F., PERELOMA E. V., SANTOS D. B. Microstructural evolution at the initial stages of continuous annealing of cold rolling dual-phase steel, Materials Science and Engineering, A 391, p. 296 – 304, 2005.

ROCHA I. C. Propriedades Mecânico/Metalúrgicas de Juntas Soldadas de DP1000 e o Efeito de Bake Hardening, Dissertação de Mestrado, Processos de Fabricação, UFRGS, 2014.

TIMOKHINA I. B, HODGSON P. D, PERELOMA E. V. Transmission Electron Microscopy Characterization of the Bake-Hardening Behavior of Transformation-Induced Plasticity and Dual-Phase Steels, Metallurgical and Materials Transaction, Vol. 38A, p. 2442 – 2454, 2007.

TRZASKA J., DOBRZANSKI L. A. Modeling of CCT diagrams for engineering and constructional steels. Journal of Materials Processing technology. 192-197 (oct), p. 504-510, 2007.

TUMULURU M. Effect of Baking on the Structure and Properties of Resistance Spot Welds in 780 MPa Dual-Phase and TRIP Steels. Welding Journal, Vol. 89, No. 5, p. 91-100, 2010.

ULSAB-AVC Body Structure Materials, Technical Transfer Dispatch No. 6, May 2001.

WANG Z., ZHAO A., ZHAO Z., YE J., TANG D., ZHU G. Microstructures and mechanical properties of C-Mn-Cr-Nb and C-Mn-Si-Nb ultra-high strength dual-phase steels. Int. J. Miner. Metall. Mater., Vol. 19, No. 10, p. 915-922, 2012.

WATERSCHOOT T., DE A.K, VANDEPUTTE S., COOMAN B.C. Static Strain Aging Phenomena in Cold Rolled Dual-Phase Steels. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 34, Mar., p. 781-791, 2003.

WORLD AUTO STEEL, Advanced High-Strength Steels Application Guidelines Version 5.0, 2014.

WORLD AUTO STEEL, Future Steel Vehicle, Final Report, 2011.

SAYED A. A., KHEIRANDISH S. Affect of the tempering temperature on the microstructure and mechanical properties of dual phase steels. Materials Science and Engineering A 532 Jan., p. 21-25, 2012.

STEEL MARKET DEVELOPMENT INSTITUTE: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications, 2011.

STEEL MARKET DEVELOPMENT INSTITUTE. AHSS 101: The Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications, 2011.

TRANSPORTES GOV, fonte web www2.transportes.gov.br/bit/02-rodo/rodo.html acesso em 18.04.2015.

XIA M., BIRO E., TIAN Z., ZHOU Y. Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels. ISIJ International, Vol. 48, No. 6, p. 809-814, 2008.

