

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Departamento de Metalurgia

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICO-METALÚRGICA DE UNIÕES SOLDADAS EM
UM AÇO ALTA RESISTÊNCIA BAIXA LIGA

Rafael Müller

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre
2010

Dedico este Trabalho de Diplomação primeiramente aos meus pais que deram todo apoio e auxílio durante a graduação, e também aos meus amigos que estiveram ao meu lado nesta etapa de minha vida.

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Jacy Dorival Müller e Libania Müller, que deram total e importante apoio ao longo da graduação e que tiveram paciência na espera por este momento.

Às minhas irmãs Letícia Müller e Hellen Müller Jordão pelo apoio moral quando nem tudo ocorria como esperado.

Ao Prof. Dr. Afonso Reguly pela importante orientação neste trabalho e pelo conhecimento transmitido ao longo da graduação.

Aos meus amigos que estiveram ao meu lado durante a graduação tornando menos difícil o caminho e pelos momentos de descontração.

A toda equipe do LAMEF pelo auxílio ao desenvolvimento deste trabalho, principalmente ao Grupo de Análise de Falhas (GAF).

Ao Eng. Marcelo de Freitas Caregnato e à Msc. Elisabete Pinto da Silva pelas importantes discussões referentes ao assunto.

Ao Eng. Saulo Machado Rodrigues por disponibilizar o material utilizado neste trabalho e pelos conselhos fundamentais ao desenvolvimento do trabalho.

A todos os professores do Departamento de Metalurgia da UFRGS pelo conhecimento repassado, tornando este trabalho possível.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	X
RESUMO	XI
ABSTRACT	XII
1.0 INTRODUÇÃO	1
2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	2
2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	2
2.2 Aço S700MC	3
2.3 Soldagem a Arco com Proteção Gasosa	4
2.3.1 Transferência do Metal	5
2.3.2 Gases de Proteção	8
2.3.3 Arames (Eletrodos)	9
2.4 Decomposição da Austenita.....	10
2.4.1 Microestruturas Ferríticas	10
2.4.2 Microestruturas Bainíticas	13
2.4.3 Microestruturas Martensíticas	17
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	20
3.1 Material Analisado.....	20
3.2 Corte dos Corpos de Prova	22
3.3 Análise Metalográfica.....	24
3.3.1 Macrografia	25
3.3.2 Micrografia.....	25
3.4 Perfis de Microdureza	26
3.5 Análise Química.....	27
3.6 Ensaio de Tração.....	27
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	29
4.1 Composição Química.....	29
4.2 Caracterização Metalográfica	29

4.2.1	Macrografia.....	30
4.2.2	Micrografia.....	31
4.3	Perfis de Microdureza.....	35
4.4	Ensaio de Tração.....	39
5.0	CONCLUSÕES.....	46
6.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	47
	ANEXO A.....	49

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Esquema das mudanças microestruturais de aços baixo carbono alcançadas através da laminação convencional e laminação controlada. (Adaptado de Krauss, 2005).....	3
Figura 2.2	Micrografia de um aço S700MC observada através de microscopia eletrônica de varredura (YI et al. 2008).	4
Figura 2.3	Ilustração esquemática da soldagem por arco elétrico com proteção gasosa (MARQUES 2009).	5
Figura 2.4	Representação dos cinco modos de transferência do metal: (a) transferência por curto-circuito; (b) transferência globular; (c) transferência por gotas repelidas e projetadas; (d) transferência axial por corrente pulsada; e (e) transferência axial em aerossol (“spray”) (MACHADO 1996).	6
Figura 2.5	Perfil esquemático de cordões de solda realizados com diferentes gases e misturas (MARQUES 2009).	8
Figura 2.6	Sistema de classificação de morfologias da ferrita elaborado por Dubé (AARONSON 1960).	11
Figura 2.7	(a) Micrografia óptica mostrando placas laterais de Widmanstätten secundárias em um metal de solda de um aço Fe-C-Mn obtido através de um resfriamento contínuo. (b) Ilustração esquemática mostrando o possível mecanismo para a formação das placas em apenas um dos lados da ferrita alotriomorfa original (Adaptado de TOTTEN 2007).	12
Figura 2.8	Micrografia típica de um metal de solda de um aço baixo carbono. Morfologias da ferrita: A, alotriomorfa; B, idiomorfa; C, Widmanstätten; D, acicular (KOU 2003).	13
Figura 2.9	Classificação de morfologias da bainita definidas por Aaronson (KRAUSS 2005).	14
Figura 2.10	Ilustração esquemática com a diferença entre a bainita superior e inferior (Adaptado de TOTTEN 2007).	15
Figura 2.11	Micrografias mostrando a bainita superior em um aço AISI 4360 transformado à (a) 495°C e (b) 410°C (KRAUSS 2005).	15

Figura 2.12	Micrografia mostrando a bainita inferior em um aço AISI 4360 transformado à 300°C (KRAUSS 2005).	15
Figura 2.13	Microestruturas dos três tipos de bainita proposto por Bramfitt e Speer (MESSPLONT 2002 apud 2010).	16
Figura 2.14	Diagrama Fe-C destacando as morfologias de martensita em função do percentual de C e temperatura (Adaptado de KRAUSS 2005).	17
Figura 2.15	Microestruturas de martensita em ripas. (a) 0,2%C, (b) 0,4%C, (c) 0,6%C (KRAUSS 2005).	18
Figura 2.16	Microtrincas em placas de martensita em um aço com 1,4%C (KRAUSS 2005).	19
Figura 2.17	Micrografias de martensita em placas e austenita retida (em branco) em um aço com (a) 1,22%C e (b)1,4%C (KRAUSS 2005).	19
Figura 3.1	Robô Motoman's EA1900N utilizado para a realização dos cordões de solda dos corpos de prova.	21
Figura 3.2	Gráfico referente à energia de soldagem ideal em função da espessura de chapa, para diferentes tempos de resfriamento de 800 a 500°C ($t_{8/5}$).	21
Figura 3.3	Ilustração de retirada dos corpos de prova das chapas soldadas.	22
Figura 3.4	Equipamento de corte a base d'água usado para corte dos corpos de prova.	23
Figura 3.5	Corpo de prova para análise metalográfica retirada da chapa soldada.	23
Figura 3.6	Corpo de prova de tração retirada da chapa soldada.	23
Figura 3.7	Ilustração dos cortes efetuados para análise metalográfica.	24
Figura 3.8	Peças de seção transversal e de topo embutidas a frio.	24
Figura 3.9	Peças de seção longitudinal e do material base embutidas a quente.	24
Figura 3.15	Perfil esquemático mostrando as linhas do perfil de microdureza.	26
Figura 3.16	Perfilômetro Instron Tukon 2100 B usado para realizar perfis de microdureza.	26
Figura 3.17	Espectrômetro de emissão ótica SpectroLab onde foram realizadas as análises químicas.	27
Figura 3.19	Máquina eletromecânica Instron 5585H usada para ensaio de tração.	28
Figura 3.20	Desenho da peça para o ensaio de tração.	28

Figura 4.1	Macrografias do grupo C. (a) C1; (b) C2; (c) C3.	30
Figura 4.2	Macrografias do grupo D. (a) D1; (b) D2; (c) D3.....	31
Figura 4.3	Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova C2.	33
Figura 4.4	Microestrutura do MB do corpo de prova C2.....	33
Figura 4.5	Microestrutura do MS do corpo de prova C2.	34
Figura 4.6	Microestrutura da RCG do corpo de prova C2.	34
Figura 4.7	Microestrutura da RRG do corpo de prova C2.	35
Figura 4.8	Perfis de microdureza para C1. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.....	36
Figura 4.9	Perfis de microdureza para C2. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.....	37
Figura 4.10	Perfis de microdureza para C3. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.....	37
Figura 4.11	Perfis de microdureza para D1. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.....	38
Figura 4.12	Perfis de microdureza para D2. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.....	38
Figura 4.13	Perfis de microdureza para D3. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.....	39
Figura 4.14	Gráfico resultante do ensaio de tração para C.	40
Figura 4.15	Gráfico resultante do ensaio de tração para C1.	40
Figura 4.16	Gráfico resultante do ensaio de tração para C2.	41
Figura 4.17	Gráfico resultante do ensaio de tração para C3.	41
Figura 4.18	Gráfico resultante do ensaio de tração para D.	42
Figura 4.19	Gráfico resultante do ensaio de tração para D1.	42
Figura 4.20	Gráfico resultante do ensaio de tração para D2.	43
Figura 4.21	Gráfico resultante do ensaio de tração para D3.	44
Figura A.1	Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova C1.	49

Figura A.2	Microestruturas do corpo de prova C1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	50
Figura A.3	Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova C3.	50
Figura A.4	Microestruturas do corpo de prova C3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	51
Figura A.5	Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova D1.	51
Figura A.6	Microestruturas do corpo de prova D1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	52
Figura A.7	Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova D2.	52
Figura A.8	Microestruturas do corpo de prova D2. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	53
Figura A.9	Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova D3.	53
Figura A.8	Microestruturas do corpo de prova D3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química do aço S700MC especificada pela fornecedora.	20
Tabela 3.2	Nomenclatura, espessura, energia de soldagem e velocidade aplicada a cada peça.	21
Tabela 4.1	Composição química das peças analisadas.	29
Tabela 4.2	Resultados dos ensaios de tração das peças.	44

RESUMO

O objetivo deste trabalho é a caracterização mecânico-metalúrgica de uniões soldadas através do processo de soldagem a arco com proteção gasosa de um aço ARBL S700MC de duas espessuras diferentes, com três aportes térmicos distintos. Foram utilizadas as espessuras de 6,3 e 8,0 mm. Foi selecionado um tempo de resfriamento de 800 a 500°C ($t_{8/5}$) de 10 s, chegando-se a um determinado aporte térmico. Desta energia de soldagem, foram utilizados valores 15% maior e 15% menor para a realização das outras juntas soldadas. Para atingir o objetivo proposto, foi realizada uma análise da composição química do material, assim como análise metalográfica, incluindo macrografia e micrografia. Também foram realizados ensaios de microdureza e de tração. Com os resultados obtidos, são apresentadas as conclusões decorrentes do processo de soldagem a que as peças foram submetidas.

ABSTRACT

The aim of this work is the characterization of mechanical and metallurgical welded joints through the process of arc welding with shielding gas of a HSLA steel S700MC of two different thicknesses, with three different thermal contributions. Were used the thickness of 6,3 mm and 8,0 mm. Was selected a cooling time from 800 to 500 ° C ($t_{8/5}$) 10 s, adding up to a given heat input. Welding of this energy, was used values 15% higher and 15% lower for the implementation of the other welds. To achieve our objective, was performed an analysis of the chemical composition of the material, as well as metallographic analysis, including macrography and micrography. Also, tests such as hardness and tensile. With the results, conclusions are drawn from the welding process that the parts were submitted.

1.0 INTRODUÇÃO

Os aços alta resistência e baixa liga (ARBL) atualmente estão sendo muito utilizados pelas indústrias automobilísticas e de implementos rodoviários por ser possível a redução de peso da estrutura. A alta resistência deste tipo de aço é devido à adição de elementos de liga que promovem endurecimento por solução sólida, refino de grão e dispersão.

As chapas utilizadas nesses tipos de aplicação geralmente são unidas por processos de soldagem, que afetam a microestrutura do metal, alterando as suas propriedades mecânicas. Por esse motivo, uma análise minuciosa quanto às modificações destes aspectos é mandatória para se garantir a qualidade e segurança do produto, que normalmente envolve a vida de seres humanos.

Processos de soldagem podem ser conduzidos de várias maneiras modificando-se os parâmetros do processo tais como velocidade de soldagem, densidade de corrente e voltagem aplicada, que alteram o aporte térmico, influenciando as taxa de resfriamento e, conseqüentemente, modificando a microestrutura resultante, assim como as propriedades mecânicas.

Neste trabalho serão abordados estes aspectos através da análise metalográfica para identificar as microestruturas formadas nas diferentes regiões alteradas pelo aquecimento e também o possível surgimento de defeitos macroestruturais que possam comprometer o uso adequado do material. Uma análise das propriedades mecânicas também é realizada através de ensaios de microdureza Vickers e ensaios de tração.

2.0 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) pertencem ao grupo de aços de baixo carbono que utiliza pequenas adições de elementos de liga para atingir esta elevada resistência mecânica.

Estes elementos de liga também são adicionados para conferirem certas propriedades desejadas, conjuntamente com o acréscimo da resistência, como tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência a corrosão atmosférica (ASM HANDBOOK 1993).

Três mecanismos de endurecimento são responsáveis pelo ganho de resistência. Primeiramente, o endurecimento por solução sólida devido à presença de manganês, silício e nitrogênio livre. Em segundo, o tamanho de grão refinado devido à laminação controlada, que também é benéfica para o aumento da tenacidade. E, por último, o endurecimento por dispersão.

A microestrutura é formada por ferrita de granulação muito fina que se origina devido à presença de uma pequena quantidade de elementos como o nióbio, titânio e o vanádio que formam carbonetos e carbonitretos. Estes agem como partículas controladoras do crescimento de grãos (BHADESHIA 2006).

Este refino de grão também é consequência da laminação controlada pelo qual o material passa. A Figura 2.1 mostra, esquematicamente, as mudanças na estrutura do grão austenítico e os primeiros estágios da formação da ferrita com a laminação convencional e a laminação controlada. Na laminação convencional, os grãos de ferrita nucleiam nos contornos de grão auteníticos, formando grãos relativamente grosseiros. Na laminação controlada, os grãos de ferrita não nucleiam apenas nos contornos de grão auteníticos, mas também nas bandas de deformação (KRAUSS 2005).

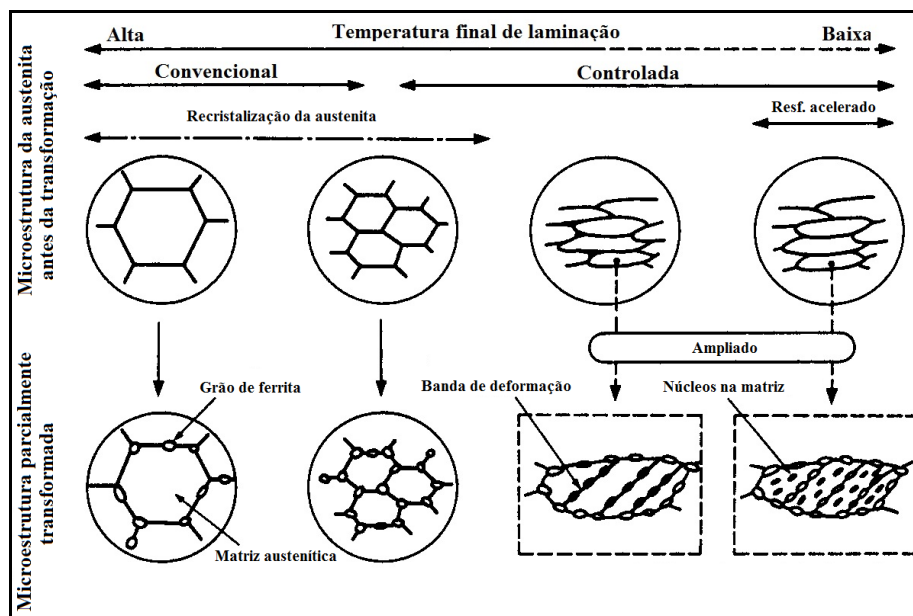


Figura 2.1 Esquema das mudanças microestruturais de aços baixo carbono alcançadas através da laminação convencional e laminação controlada. (Adaptado de Krauss, 2005)

2.2 Aço S700MC

Este aço tem como características a sua tensão de escoamento mínima de 700 MPa, a tensão máxima variando entre 750 e 950 MPa e alongamento mínimo de 12%. Adicionalmente, sua resistência ao impacto à temperatura de -40°C é de 27 J enquanto que à -20°C é de 40 J.

A microestrutura observada neste aço é composta por ferrita poligonal muito refinada, com tamanho de grão variando entre 2 e 6 μm , e carbonetos de nióbio, titânio e vanádio, normalmente de difícil visualização. Na Figura 2.2 pode ser observada esta microestrutura ferrítica observada por microscopia eletrônica de varredura.

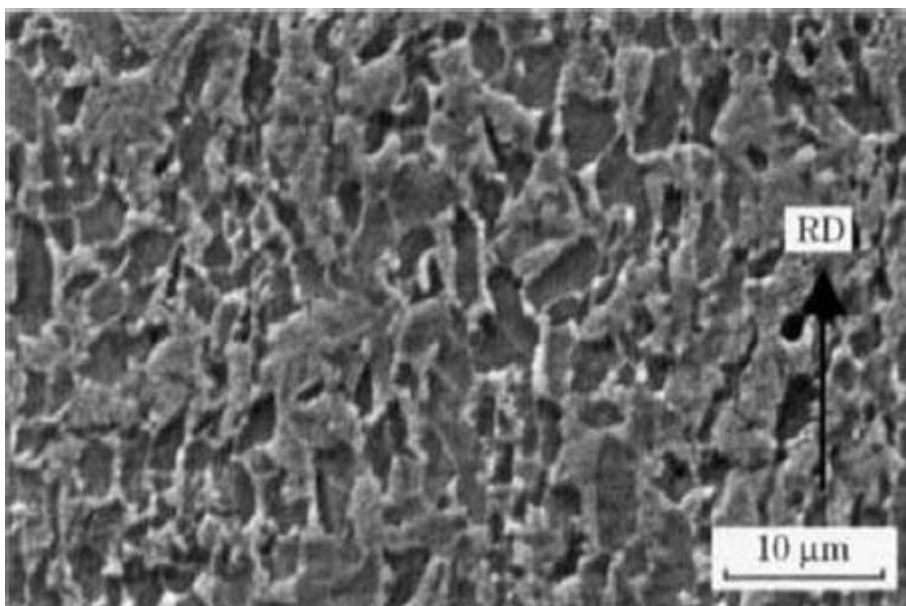


Figura 2.2 Micrografia de um aço S700MC observada através de microscopia eletrônica de varredura (YI et al. 2008).

Na laminação controlada, o Nb, o Ti e o Va, têm papel importante no controle do retardamento da recristalização e, conseqüentemente, modificando a estrutura e promovendo o refino de grão durante a transformação da austenita para a ferrita. Com isso, a área de contorno de grão é aumentada e são geradas bandas de deformação que incrementam o número de sítios para nucleação da ferrita, resultando em grãos mais finos (YI et al. 2008).

2.3 Soldagem a Arco com Proteção Gasosa

A soldagem a arco com proteção gasosa é um processo na qual a união dos materiais é realizada a partir da fusão do metal através de um arco elétrico estabelecido entre um arame (eletrodo) continuamente alimentado e os metais. A proteção do arco e da poça de fusão é obtida usando-se um gás inerte (MIG) ou um gás ativo (MAG) (KOU 2003). Na Figura 2.3 está representado esquematicamente o processo.

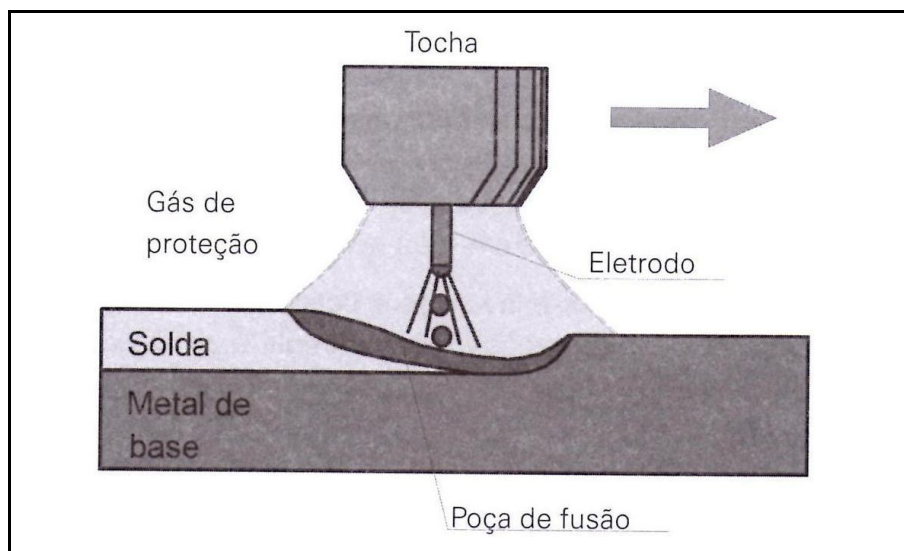


Figura 2.3 Ilustração esquemática da soldagem por arco elétrico com proteção gasosa (MARQUES 2009).

O processo normalmente é semiautomático, sendo a alimentação de arame feita mecanicamente através de um motor. A manutenção do arco é possível devido à contínua alimentação do arame e o comprimento do arco é mantido aproximadamente constante pelo sistema (MARQUES 2009).

A manutenção constante do comprimento do arco é possível através de duas formas. Uma delas é o uso de uma velocidade de alimentação de arame constante e uma fonte de energia com corrente variável. Assim, quando o comprimento do arco aumenta, a fonte alimenta o sistema com menos corrente, e quando o comprimento do arco diminui a fonte alimenta o sistema com mais corrente. Com isso, a taxa de fusão do arame varia, possibilitando a manutenção da distância arame/peça.

A outra forma é usando uma fonte de energia com corrente constante, mas com uma velocidade de alimentação variável. Quando o comprimento do arco varia, a voltagem consequentemente sofre variação. Assim, essa mudança é detectada e a velocidade de alimentação do arame é modificada (ASM HANDBOOK 1993).

2.3.1 Transferência do Metal

No processo de soldagem a arco com proteção gasosa, o metal é transferido da ponta do eletrodo através de um dos cinco modos: transferência por curto-circuito;

transferência globular; transferência por gotas repelidas e projetadas; transferência axial em aerossol (“spray”); e transferência axial por corrente pulsada (MACHADO 1996). Estas cinco maneiras de transferência estão representadas na Figura 2.4.

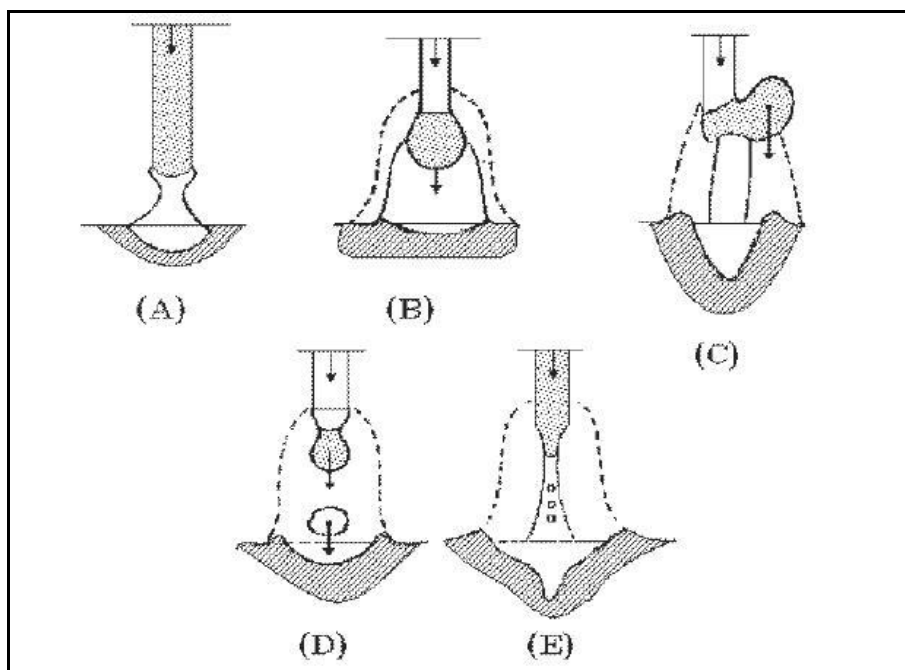


Figura 2.4 Representação dos cinco modos de transferência do metal: (a) transferência por curto-circuito; (b) transferência globular; (c) transferência por gotas repelidas e projetadas; (d) transferência axial por corrente pulsada; e (e) transferência axial em aerossol (“spray”) (MACHADO 1996).

Transferência por Curto-Circuito

Esse modo de transferência ocorre quando a velocidade de alimentação do arame excede a sua taxa de fusão ocorrendo o contato da ponta com a poça de fusão. Isso ocorre em baixas correntes, entre 30 e 200 A, e baixa tensão, entre 15 a 22 V, por isso também chamado de “arco curto”. Como o arco é extinto no momento do curto-circuito, o metal fundido é transferido devido à tensão superficial. Por este modo, a poça de fusão produzida é relativamente pequena, de rápida solidificação, sendo indicado para a soldagem de seções finas em todas as posições (MACHADO 1996).

Transferência Globular

Este modo de transferência ocorre quando usadas maiores correntes e tensões que as utilizadas no modo por curto-circuito. A tensão deve ser mais elevada exatamente para evitar o curto-circuito. O metal é transferido para a poça de fusão devido às forças de tensão superficial e aceleração da gravidade. O diâmetro da gota normalmente é maior que o do arame (MACHADO 1996).

Transferência por Gotas Repelidas e Projetadas

Aumentando mais a corrente predomina a força eletromagnética. Com a “raiz” do arco concentrada numa pequena região sobre a gota, ocorre um aumento da densidade de corrente da mesma, chamada de “densidade de corrente convergente”, que resulta em uma força eletromagnética que a impulsiona para cima. Ao mesmo tempo, as pressões do jato de plasma, do gás de proteção e devido à tensão superficial, provocam um deslocamento da gota, a qual oscila e destaca-se da ponta do arame (MACHADO 1996).

Transferência Axial por Corrente Pulsada

Utilizando corrente pulsada para a soldagem, com frequência e amplitude determinados anteriormente, consegue-se transferir gotas continuamente e em grande número, sendo necessária uma energia de soldagem muito menor se comparada à requerida em processos com corrente constante no tempo. A gota transferida tem volume constante, expulsa a cada pulso e axialmente ao arame.

Com isso, obtêm-se algumas vantagens como a baixa produção de salpicos e o início do arco é facilmente realizado, o que torna este método atrativo para a robotização. Também se chega a uma solda com qualidade superior se comparado ao convencional, com corrente constante (MACHADO 1996).

Transferência Axial em Aerossol (“spray”)

Quando utilizado gás de proteção inerte ou fracamente oxidante, há uma certa intensidade de corrente acima da qual o metal da ponta do eletrodo atinge sua temperatura

de vaporização. O arco se forma no terço inferior do metal fundido e são destacadas um grande número de gotículas levemente aceleradas. Com esse modo de transferência, consegue-se uma maior penetração e uma alta taxa de deposição (MACHADO 1996).

2.3.2 Gases de Proteção

A escolha do gás de proteção para a soldagem é de extrema importância, pois o tipo de gás influencia as características do arco e a transferência do metal, a penetração, a largura e formato do cordão de solda, a velocidade máxima de soldagem, a tendência ao aparecimento de mordeduras e o custo de operação (MARQUES 2009). A Figura 2.5 mostra a influência de diferentes gases na geometria do cordão de solda.

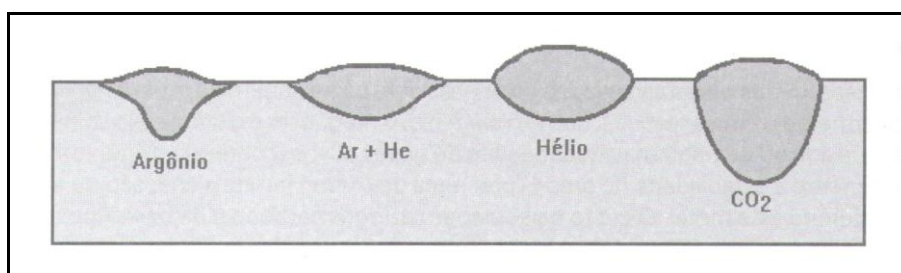


Figura 2.5 Perfil esquemático de cordões de solda realizados com diferentes gases e misturas (MARQUES 2009).

Gases Inertes

Os gases inertes mais utilizados na soldagem a arco são o argônio (Ar) e o hélio (He), pois são de fácil obtenção e o custo mais atraente. Por serem inertes, estes gases são largamente utilizados, mas para a soldagem de aços se faz necessária a adição de um gás oxidante (O_2 ou CO_2), tornando o arco estável e reduzindo o salpico, através da ação sobre a tensão superficial e intensificação da ionização, além de aumentar sensivelmente a fluidez da poça de fusão (MACHADO 1996).

Gás Redutor

O hidrogênio (H_2) possui o mais alto calor específico entre os gases geralmente utilizados e alta condutividade térmica, por isso é adicionado às misturas de Ar e CO_2 ou O_2 na soldagem de aços inoxidáveis austeníticos e alguns não ferrosos. Para aços ao carbono, baixa liga e ferrosos em geral, o uso do gás redutor é impossibilitado (MACHADO 1996).

Gases Oxidantes

A necessidade de adição de CO_2 ou O_2 ao Ar na soldagem de ferrosos é pelo fato deles promoverem a existência de um grande número de pontos catódicos sobre a ponta do arame. Se utilizado apenas o Ar, seria produzido apenas um ponto catódico o que acarretaria em um cordão de solda com geometria irregular, além de permitir a contaminação pela atmosfera da poça de fusão. A quantidade mínima de CO_2 adicionado ao Ar é de 10%, tornando o arco cada vez mais instável até cerca de 30%, a partir do qual se assemelha ao CO_2 puro (MACHADO 1996).

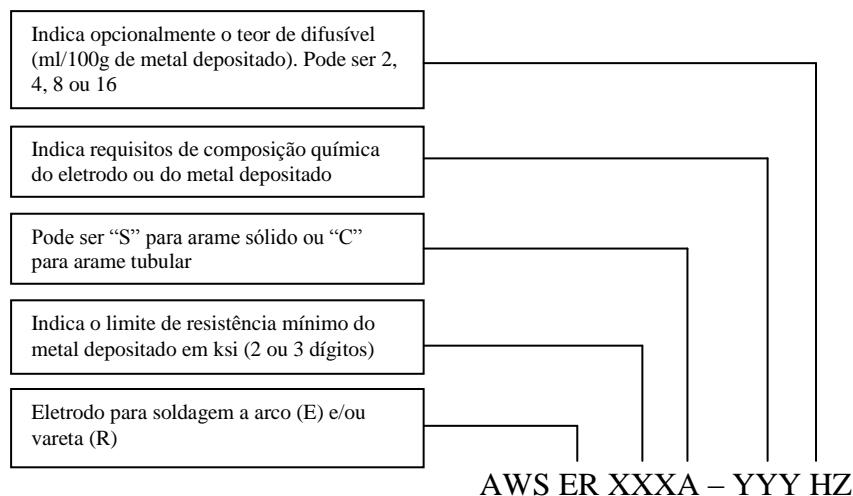
2.3.3 Arames (Eletrodos)

Os arames para soldagem devem ser de metais ou ligas metálicas de composição química, dureza, condições superficiais e dimensões com controle rigoroso. Do contrário, acarreta na instabilidade do arco, cordões de solda com descontinuidades e, também, pode ocorrer a falha de alimentação.

Os arames de aço normalmente são cobreados para proteção contra a corrosão e para a melhora do contato elétrico com o bico de contato da tocha de soldagem. Mas isso não impede o uso de arames não cobreados. Resultados experimentais mostram que não há grandes variações de comportamento e estabilidade do processo, mas quando for utilizado o arame não cobreado, o desgaste do bico de contato parece maior.

A seleção do arame ideal a ser usado é feita em termos de composição química do metal base, do gás de proteção utilizado no processo e da composição química e propriedades mecânicas desejadas para solda (MARQUES 2009).

A classificação dos arames para soldagem de aço pelas especificações AWS A 5.18 e A 5.28, tem o seguinte formato:



2.4 Decomposição da Austenita

Numerosos estudos foram publicados referentes à decomposição da austenita nas últimas cinco décadas. As morfologias da ferrita, que se formam durante a decomposição da austenita, foram classificadas originalmente por Dubé. A diferença de morfologia entre uma e outra é devido ao decréscimo da temperatura de decomposição da austenita. Em temperaturas menores ainda, temos a perlita, bainita e martensita. As microestruturas ferríticas, bainíticas e martensíticas estão descritas abaixo (TOTTEN 2007).

2.4.1 Microestruturas Ferríticas

Na soldagem, o metal de solda formado após a solidificação, é composto essencialmente por ferrita, mas com diversas morfologias. O sistema de classificação das morfologias da ferrita proposto por Dubé leva em conta seis formas distintas da ferrita. Estas formas estão ilustradas na Figura 2.6. Segue abaixo uma breve explanação (AARONSON 1960).

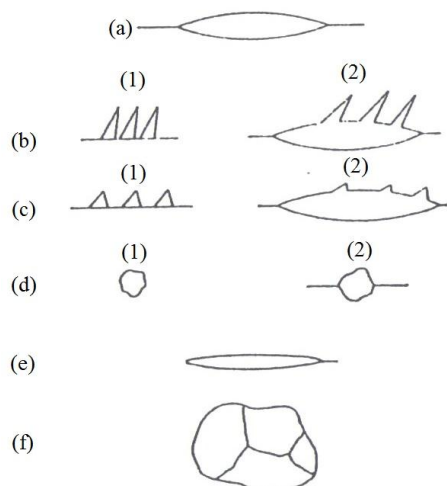


Figura 2.6 Sistema de classificação de morfologias da ferrita elaborado por Dubé (AARONSON 1960)

1. Alotriomorfa de contorno de grão (Figura 2.6a) são cristais que nucleiam nos contornos de grão da matriz e crescem preferencialmente ao longo dos contornos de grão.

2. Placas laterais de Widmanstätten (ou agulhas laterais) são cristais em forma de placas que crescem para dentro da matriz a partir dos contornos de grão. As placas laterais primárias (Figura 2.6b (1)) crescem diretamente dos contornos de grão para dentro da matriz. As placas laterais secundárias (Figura 2.6b (2)) crescem a partir de cristais de outra morfologia, mas necessariamente da mesma fase, normalmente da alotriomorfa de contorno de grão.

3. Dentes de serra de Widmanstätten têm forma triangular na seção e crescem a partir dos contornos de grão da matriz. Dentes de serra primários (Figura 2.6c (1)) crescem diretamente dos contornos de grão. Dentes de serra secundários (Figura 2.6c (2)) desenvolvem-se de cristais de outra morfologia, preferencialmente da alotriomorfa de contorno de grão.

4. Idiomorfos são cristais facetados praticamente equiaxiais. Em reações de ferrita e cementita eles se formam no interior do grão austenítico (Figura 2.6d (1)). Esta forma em contornos de grão dificilmente é encontrada (Figura 2.6d (2)).

5. Placas intragranulares de Widmanstätten (Figura 2.6e) formam-se no interior do grão austenítico.

6. Estrutura massiva (Figura 2.6f) não é uma estrutura fundamental. Esta surge devido ao choque de cristais que iniciaram o crescimento juntamente com outras morfologias, formando uma estrutura policristalina praticamente equiaxial.

A Figura 2.7a mostra a microestrutura do metal de solda, sendo possível identificar a ferrita alotriomorfa de contorno de grão e placas laterais de Widmanstätten. Na Figura 2.7b está representada uma ilustração esquemática da evolução da microestrutura (TOTTEN 2007).

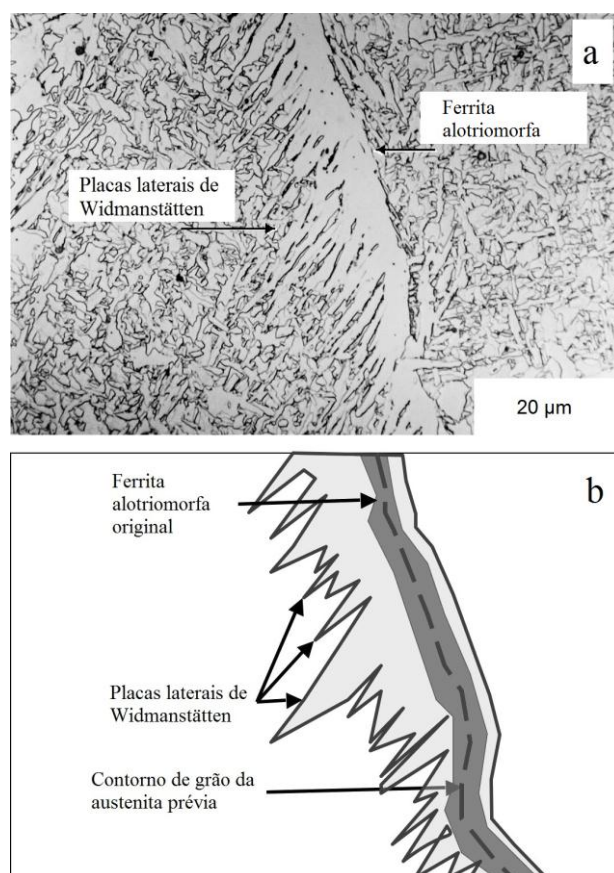


Figura 2.7 (a) Micrografia óptica mostrando placas laterais de Widmanstätten secundárias em um metal de solda de um aço Fe-C-Mn obtido através de um resfriamento contínuo. (b) Ilustração esquemática mostrando o possível mecanismo para a formação das placas em apenas um dos lados da ferrita alotriomorfa original (Adaptado de TOTTEN 2007).

Atualmente outra morfologia também é referenciada, a ferrita acicular, que por muito tempo pensou-se tratar de um produto singular de transformação. Outros estudos sugeriam como sendo placas intragranulares de Widmanstätten. Atualmente a ferrita

acicular é reconhecida como uma morfologia da ferrita nucleada intragranularmente a partir de inclusões (THEWLIS 2004).

A Figura 2.8 traz uma micrografia mostrando uma microestrutura típica de um metal de solda de um aço baixo carbono. Está presente a ferrita em quatro morfologias: alotriomorfa (A), idiomorfa (B), Widmanstätten (C) e acicular (D).



Figura 2.8 Micrografia típica de um metal de solda de um aço baixo carbono. Morfologias da ferrita: A, alotriomorfa; B, idiomorfa; C, Widmanstätten; D, acicular (KOU 2003).

2.4.2 Microestruturas Bainíticas

Esta microestrutura é formada em temperaturas intermediárias entre a transformação da austenita para perlita e da austenita para martensita. A natureza da bainita muda conforme a temperatura de transformação (BHADESHIA 2001).

A microestrutura da bainita é bem caracterizada como uma mistura das fases ferrita e cementita, envolvendo mecanismo de cisalhamento seguido por uma redistribuição de carbono (sendo esta uma transformação difusiva), que normalmente precipita como carboneto. O processo de transformação bainítico é semelhante ao perlítico, porém na bainita, a ferrita e a cementita estão presentes em arranjos não lamelares. A ferrita surge na forma de cristais aciculares e a cementita na forma de partículas discretas (KRAUSS 2005).

Morfologia da Bainita

Microestruturas bainíticas se apresentam em muitas formas. Em aços médio e alto carbono, a bainita é uma mistura de ferrita e cementita, e é portanto dependente da partição de carbono entre ferrita e cementita. A ferrita e a cementita são ordenadas em uma forma não lamelar. Seis morfologias distintas conforme a classificação de Aaronson são citadas por Krauss (KRAUSS 2005).

Na Figura 2.9 são apresentadas estas seis morfologias conforme a classificação de Aaronson: (a) bainita nodular, (b) bainita colunar, (c) bainita superior, (d) bainita inferior, (e) bainita alotriomorfa de contorno de grão e (f) bainita inversa.

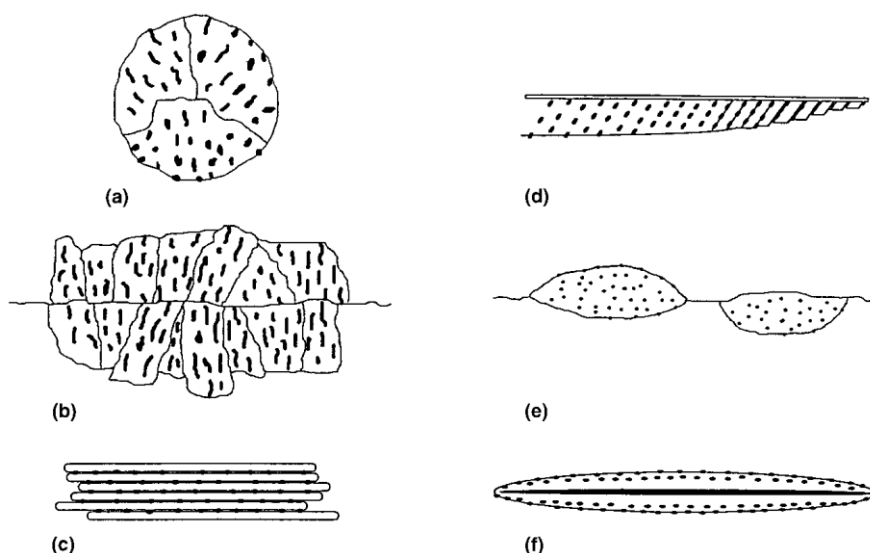


Figura 2.9 Classificação de morfologias da bainita definidas por Aaronson (KRAUSS 2005).

Duas destas morfologias são mais frequentemente encontradas, a bainita superior e bainita inferior (Figura 2.10). Estas se distinguem pelo local onde precipitam os carbonetos. Pelo fato de a bainita superior (Figura 2.11) se formar em temperaturas mais elevadas que a bainita inferior (Figura 2.12), o carbono possui maior mobilidade para difundir, enquanto que na bainita inferior, uma fração do carbono fica aprisionada no interior da ferrita (BHADESHIA 2001).

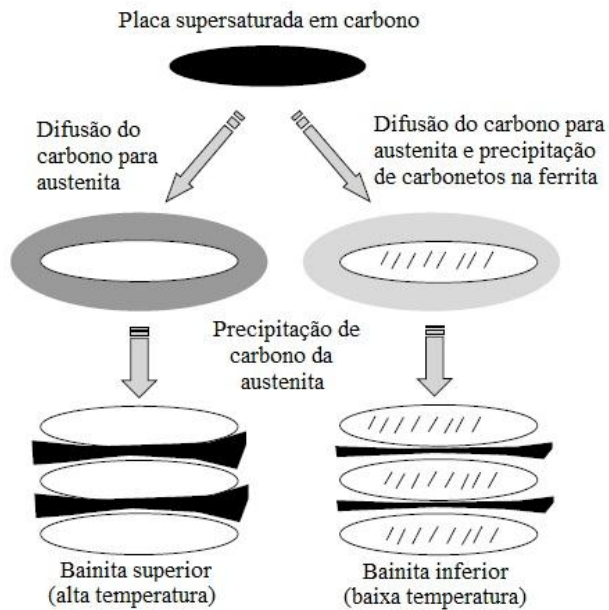


Figura 2.10 Ilustração esquemática com a diferença entre a bainita superior e inferior (Adaptado de TOTTEN 2007).

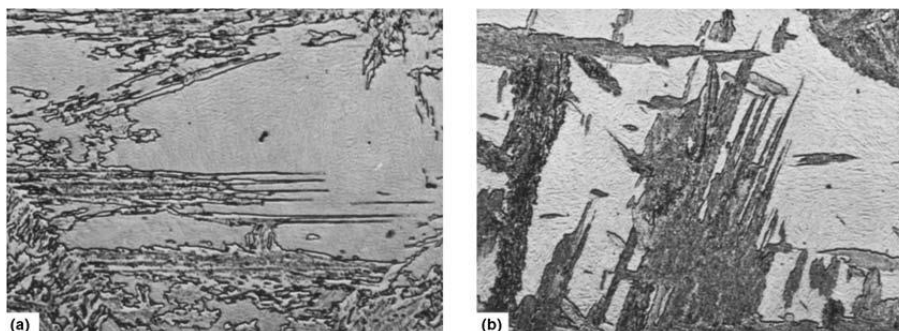


Figura 2.11 Micrografias mostrando a bainita superior em um aço AISI 4360 transformado à (a) 495°C e (b) 410°C (KRAUSS 2005).

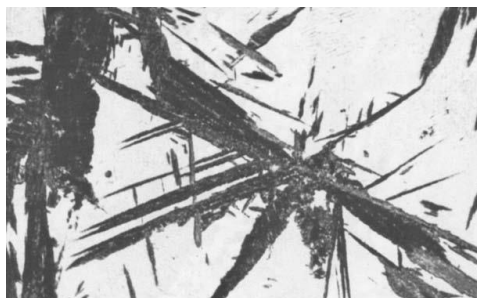


Figura 2.12 Micrografia mostrando a bainita inferior em um aço AISI 4360 transformado à 300°C (KRAUSS 2005).

Em aços baixo carbono a estrutura é modificada. É comum observar microestruturas complexas, devido à mistura de produtos de transformação. Em temperaturas intermediárias de transformação, a austenita pode transformar-se inicialmente apenas para ferrita, não apresentando cementita associada a esta transformação, tendo morfologias similares às da bainita.

Um sistema de classificação mais amplo foi proposto por Bramfitt e Speer (BRAMFITT 1990 apud SILVA 2010). Este apresenta três principais tipos de bainita, baseados na morfologia da ferrita acicular combinada com outras fases ou constituintes além da cementita, que podem ser austenita, martensita ou perlita. Geralmente, conjuntamente com a formação da ferrita acicular, pode permanecer austenita retida e durante o resfriamento transformar-se parcialmente em martensita, formando assim o constituinte martensita-austenita (M/A), muito referenciado atualmente em estudos de aços baixo carbono. Na Figura 2.13 estão ilustrados os três tipos de bainita. O que os diferencia é tipo e associação de outras fases ou constituintes com a ferrita, como descrito abaixo.

- Bainita B₁ → ferrita acicular associada com precipitação (carbonetos de ferro, como a cementita) nas ripas (ou placas);
- Bainita B₂ → ferrita acicular associada com partículas ou filmes (como cementita, austenita e/ou martensita) entre as ripas (ou placas);
- Bainita B₃ → ferrita acicular associada com constituintes que consistem de discretas ilhas, ou blocos de austenita e/ou martensita ou perlita.

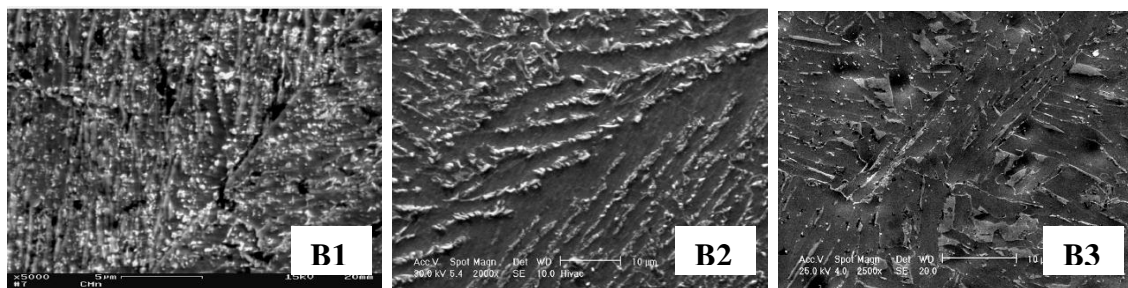


Figura 2.13 Microestruturas dos três tipos de bainita proposto por Bramfitt e Speer (MESSPLONT 2002 apud 2010).

2.4.3 Microestruturas Martensíticas

Um resfriamento muito rápido do aço até a temperatura ambiente pode formar martensita, uma fase metaestável extremamente dura. Diferente da ferrita ou perlita, a martensita se forma pela deformação do reticulado da austenita sem difusão de átomos. Essa deformação causa mudança de forma da região transformada, consistindo de uma grande tensão e expansão de volume.

Para se chegar a uma microestrutura martensítica, normalmente para os aços é necessário um resfriamento do campo da austenita a uma taxa suficientemente rápida para evitar todas as transformações de estado sólido como a ferrita e perlita. Para um aço ao carbono, essa taxa de resfriamento pode ser muito alta, enquanto que em um aço com grande quantidade de elementos de liga estabilizadores da austenita, esta taxa pode ser relativamente baixa (BHADESHIA 2006).

Morfologias da Martensita

Duas morfologias de martensita são observadas, em ripas e em placas. Estas duas formas em que a martensita pode aparecer depende da quantidade de carbono presente no aço. Na Figura 2.14 está representado um diagrama Fe-C parcial, mostrando a faixa de concentração em peso de C em que cada morfologia da martensita é prevista, assim como a temperatura de início de formação da martensita (M_s).

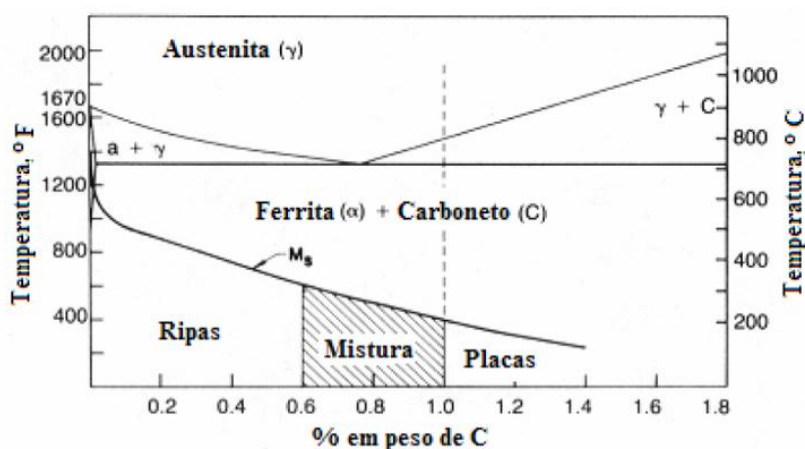


Figura 2.14 Diagrama Fe-C destacando as morfologias de martensita em função do percentual de C e temperatura (Adaptado de KRAUSS 2005).

Em aços com baixo ou médio teor de carbono a estrutura comum da martensita é em ripas. Esta estrutura tende a ser muito fina, com a tendência das ripas se alinharem paralelamente umas as outras, e em grandes áreas, formando os chamados pacotes. Esta estrutura está representada na Figura 2.15 abaixo.

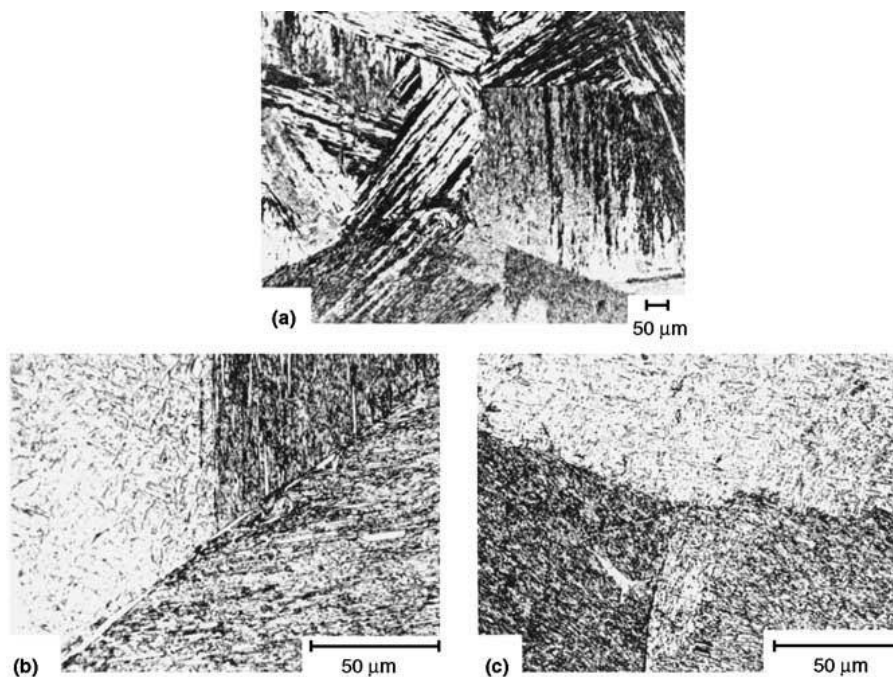


Figura 2.15 Microestruturas de martensita em ripas. (a) 0,2%C, (b) 0,4%C, (c) 0,6%C (KRAUSS 2005).

Em aços com alto teor de carbono a estrutura formada é a martensita em placas, que tem a sua ductilidade comprometida. Como estas placas formam-se em orientações aleatórias, esta estrutura é suscetível a microtrincas (Figura 2.16), pois estas placas podem se chocar. Geralmente estas microtrincas surgem nas placas maiores e, portanto não são muito frequentes em aços com grão austenítico pequeno, pois a tendência é de que as placas sejam finas. Na Figura 2.17 estão duas micrografias de aços com estrutura martensítica em placas (KRAUSS 2005).

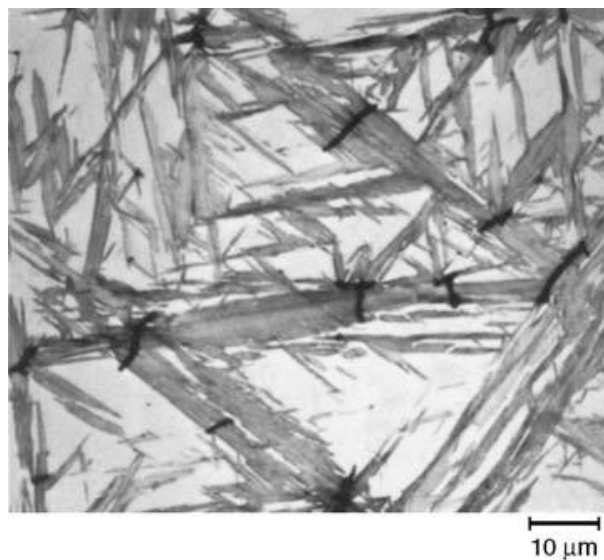


Figura 2.16 Microtrincas em placas de martensita em um aço com 1,4%C (KRAUSS 2005).

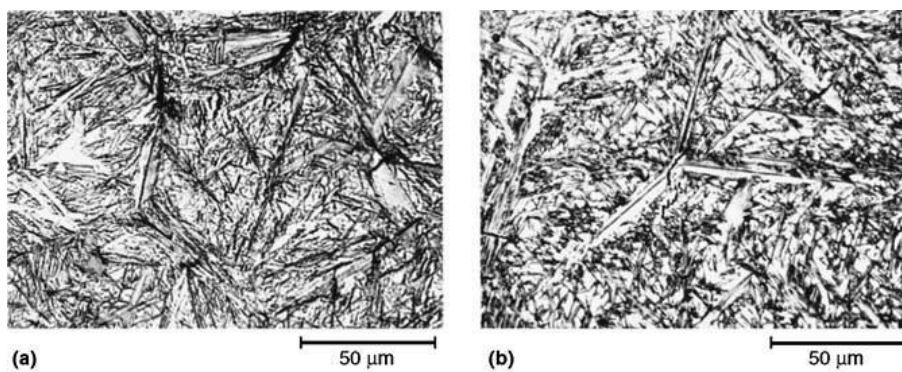


Figura 2.17 Micrografias de martensita em placas e austenita retida (em branco) em um aço com (a) 1,22%C e (b)1,4%C (KRAUSS 2005).

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Material Analisado

O material analisado consiste de chapas de aço alta resistência e baixa liga S700MC. Na Tabela 3.1 está a composição química indicada pelo fornecedor do material. A tensão de escoamento mínima do material é de 700 MPa e tensão máxima entre 750 e 950 MPa. O alongamento mínimo é de 12%

Tabela 3.1 Composição química do aço S700MC especificada pela fornecedora.

C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	Nb %	V %	Ti %
máx	máx	máx	máx	máx	mín	máx	máx	máx
0,12	0,10	2,10	0,025	0,010	0,015	0,09	0,20	0,15

As chapas foram recebidas em duas espessuras diferentes, de 6,3 e 8,0 mm, que serão denominadas como grupo C e D, respectivamente. As chapas de mesma espessura foram soldadas pelo processo MAG. Este processo foi realizado por um robô Motoman's EA1900N (Figura 3.1), o que garante a velocidade e distância da tocha constante durante a soldagem. Para as chapas de 8,0 mm de espessura, foi utilizado como artifício um movimento lateral de 0,8 mm (swing) para cobrir a junta a ser soldada. A mistura gasosa utilizada foi de 82% Argônio e 18% CO₂.

Foram realizadas uniões soldadas com três aportes térmicos distintos para cada espessura. O aporte térmico ideal para cada espessura foi selecionado para que tivesse um tempo de resfriamento de 800 para 500°C de 10 s ($t_{8/5}$), conforme a Figura 3.2. Além deste aporte térmico, foram utilizados dois aportes diferentes para cada espessura, de 15% a mais e 15% a menos do ideal. Estas energias estão listadas na Tabela 3.2, onde também já estão as nomenclaturas de cada peça conforme a espessura e a energia utilizada.

Todas as juntas foram realizadas com o arame de solda EWS ER 70 S – 6 (Ø 2 mm) e com a utilização de um cobre-junta.



Figura 3.1 Robô Motoman's EA1900N utilizado para a realização dos cordões de solda dos corpos de prova.

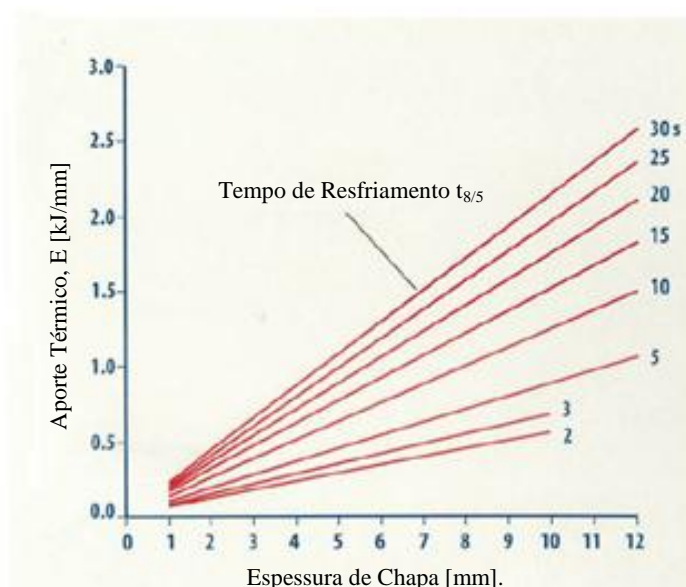


Figura 3.2 Gráfico referente à energia de soldagem ideal em função da espessura de chapa, para diferentes tempos de resfriamento de 800 a 500°C ($t_{8/5}$).

Tabela 3.2 Nomenclatura, espessura, energia de soldagem e velocidade aplicada a cada peça.

Espessura	Nomenclatura	E [kJ/mm]	V [mm/min]
6,3 mm	C1	0,7	400
	C2	0,8	400
	C3	0,9	400
8,0 mm	D1	0,9	350
	D2	1,07	350
	D3	1,2	350

3.2 Corte dos Corpos de Prova

Foram extraídos, das duas espessuras de chapa, corpos de prova para análise metalográfica da junta soldada, tração da junta soldada e material base, e fadiga da junta soldada e material base (estes utilizados em um trabalho futuro), conforme a Figura 3.3. O cordão de solda foi usado como centro dos corpos de prova onde foram realizados ensaios da junta soldada.

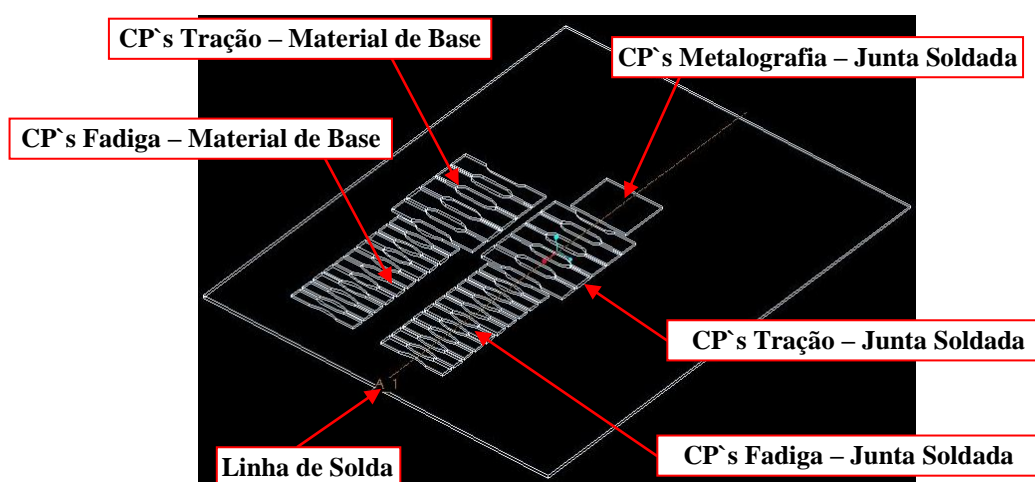


Figura 3.3 Ilustração de retirada dos corpos de prova das chapas soldadas.

A retirada dos corpos de prova foi efetuada através do corte a base de água, em que o material é cortado por meio de um jato constituído de uma mistura água e abrasivo. A Figura 3.4 mostra a máquina de corte d'água HGA - Jetstream utilizado para o processo. A vantagem de se fazer o uso desta forma de corte é o excelente acabamento superficial, assim como também é evitado qualquer tipo de transformação térmica. As Figuras 3.5 e 3.6 estão as fotos dos corpos de prova de análise metalográfica e tração, respectivamente, retirados da chapa soldada.



Figura 3.4 Equipamento de corte a base d'água usado para corte dos corpos de prova.



Figura 3.5 Corpo de prova para análise metalográfica retirada da chapa soldada.



Figura 3.6 Corpo de prova de tração retirada da chapa soldada.

3.3 Análise Metalográfica

Com os corpos de prova para realização da análise metalográfica foram preparadas peças para micrografia e macrografia. Foram cortadas peças da seção transversal a solda, longitudinal e de topo, e uma do material base, conforme a Figura 3.7. Após isso, as peças foram embutidas, sendo que as de seção transversal e de topo embutidas a frio (Figura 3.8), enquanto as do material base e da seção longitudinal embutidas a quente (Figura 3.9).

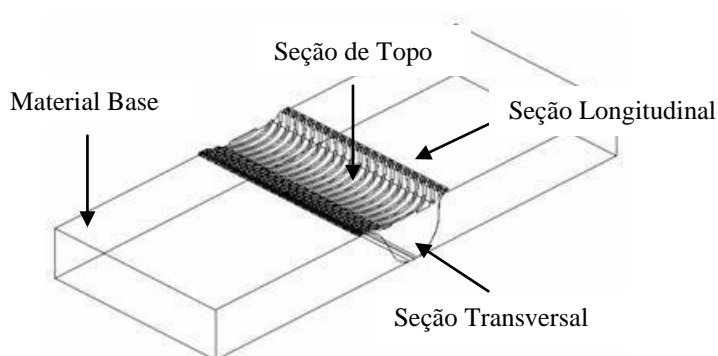


Figura 3.7 Ilustração dos cortes efetuados para análise metalográfica.

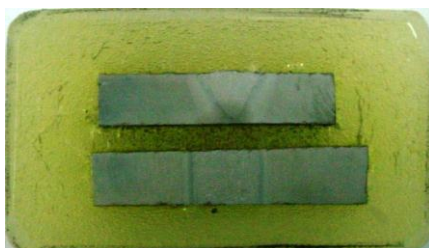


Figura 3.8 Peças de seção transversal e de topo embutidas a frio.



Figura 3.9 Peças de seção longitudinal e do material base embutidas a quente.

O embutimento a quente foi realizado em uma embutidora Struers LaboPress-3 à 180°C. Para o embutimento a frio, efetuado em capela, foi utilizado acrílico autopolimerizante, sendo este uma mistura de líquido polímero metil etil metacrilato e pó copolímero metil etil metacrilato.

3.3.1 Macrografia

Para a análise da macroestrutura da união soldada, as peças embutidas a frio foram lixadas sequencialmente por lixas de granulometria diferentes, tais como, 120, 220, 320, 400 e 600 mesh.

Após as amostras foram atacadas com solução Nital 2%. O tempo de imersão das amostras no reagente foi em torno de 6 s.

Com as superfícies atacadas foi realizada uma inspeção da seção transversal, a fim de observar se houve penetração completa devido aos aportes térmicos utilizados, e também, avaliar o tamanho da ZAC. A macrografia das peças foi obtida através da lupa Olympus SZ-40.

3.3.2 Micrografia

Após a análise macrográfica, as peças foram lixadas com lixas de granulometria 600 e 1200 mesh, em seguida passaram por polimento sequencial com pasta de diamante de granulometria 4 µm e 1 µm em uma politriz Struers DP-10.

Em seguida as peças foram atacadas com solução Nital 2%. O tempo de imersão das amostras no reagente variou entre 25 a 30 s.

Com as superfícies atacadas, as amostras foram examinadas através de microscopia óptica, com o intuito de verificar e identificar a mudança microestrutural sofrida pelo material. Foram capturadas imagens do metal de solda, da ZAC, incluindo a região de crescimento e de refino de grão. Todas estas regiões tomadas da seção transversal, longitudinal e de topo. O material base também foi analisado a fim de comparação com as regiões modificadas.

As micrografias ópticas foram adquiridas através de um microscópio óptico Olympus BX51M.

3.4 Perfis de Microdureza

A peça em seção transversal utilizada para a macrografia e as micrografias foi utilizada para a realização de perfis de microdureza Vickers. A mesma foi lixada novamente com lixa de granulometria 1200 mesh e polida com pasta de diamante de 4 μm e 1 μm .

Foram feitas três linhas de perfil como mostrado esquematicamente na Figura 3.15, sendo as linhas superior (top line) e inferior (bottom line) a uma distância de 0,5 mm da borda da peça e uma linha intermediária (middle line) a elas. Os perfis foram adquiridos usando-se uma carga de 300 g durante 10 s e uma distância entre uma indentação e outra de 0,2 mm. O equipamento usado foi um perfilômetro automático Instron Tukon 2100 B (Figura 3.16).



Figura 3.15 Perfil esquemático mostrando as linhas do perfil de microdureza.



Figura 3.16 Perfilômetro Instron Tukon 2100 B usado para realizar perfis de microdureza.

Estes perfis foram efetuados para a melhor compreensão da mudança de comportamento mecânico ao longo da região soldada, ZAC e material base.

3.5 Análise Química

Para verificar a composição química, foi retirada uma amostra da peça de análise metalográfica da Figura 3.7, selecionando a região indicada como material base, garantindo que não houvesse sido afetada pelo processo de soldagem.

A análise química foi realizada em um espectrômetro de emissão ótica SpectroLab (Figura 3.17).



Figura 3.17 Espectrômetro de emissão ótica SpectroLab onde foram realizadas as análises químicas.

3.6 Ensaio de Tração

Para uma melhor caracterização mecânica das peças, realizou-se ensaio de tração em peças apenas com material base para verificação da conformidade do especificado pelo fornecedor. As juntas soldadas também foram analisadas com o intuito de comparação com o material base e também, se está dentro do padrão.

Os ensaios foram conduzidos na máquina eletromecânica Instron 5585H (Figura 3.19), a uma taxa de carregamento de 0,4 mm/min à temperatura de 23°C. O procedimento foi realizado conforme a norma NBR ISO 6892.



Figura 3.19 Máquina eletromecânica Instron 5585H usada para ensaio de tração.

Na Figura 3.20 está um desenho esquemático da peça para o ensaio de tração conforme a norma NBR ISO 6892 (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS), sendo L_t o comprimento total do corpo de prova, L_c o comprimento paralelo, L_o o comprimento de medida original, a a espessura, b a largura do comprimento paralelo e S_o a área da seção transversal original do comprimento paralelo. Também, conforme a norma, a relação seguinte deve ser satisfeita:

$$L_o = K \cdot (S_o)^{1/2}$$

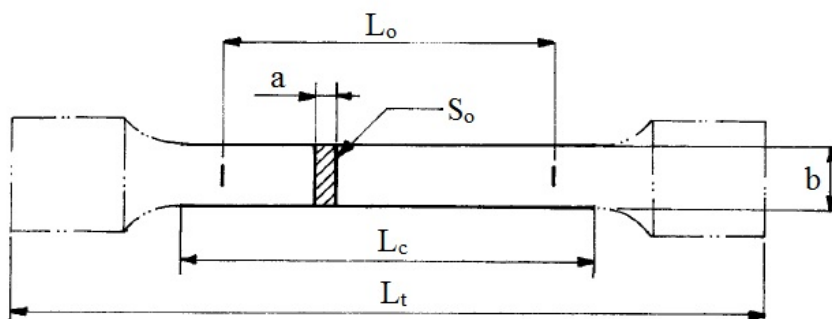


Figura 3.20 Desenho da peça para o ensaio de tração.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Composição Química

A análise química dos materiais listados na Tabela 3.2 está representada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composição química das peças analisadas.

	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	Nb%	V %	Ti %
C1	0,0632	0,0602	1,95	0,0110	0,0043	0,0198	0,0592	0,0096	0,0982
C2	0,0716	0,0620	1,91	0,0116	0,0045	0,0197	0,0591	0,0101	0,0969
C3	0,0692	0,0561	1,89	0,0090	0,0033	0,0194	0,0577	0,0096	0,0996
D1	0,0695	0,0505	1,89	0,0106	0,0026	0,0255	0,0596	0,0106	0,0972
D2	0,0692	0,0520	1,92	0,0106	0,0027	0,0275	0,0606	0,0110	0,0994
D3	0,0762	0,0561	1,97	0,0107	0,0022	0,0333	0,0630	0,0088	0,1040

Fazendo a comparação dos resultados da Tabela 4.1 com a Tabela 3.1, nota-se que todas as amostras estão dentro do padrão estabelecido pela fornecedora do material. Entre as peças, é possível verificar que não houve oscilação de composição química significativa que pudesse influenciar ou modificar consideravelmente a microestrutura resultante do processo de soldagem.

4.2 Caracterização Metalográfica

Nesta seção do trabalho serão apresentados e discutidos os resultados da análise metalográfica. Abordar-se-á o assunto a nível macrográfico e também a nível micrográfico.

4.2.1 Macrografia

As Figuras 4.1 e 4.2 apresentam os resultados das macrografias das peças do grupo C e D respectivamente.

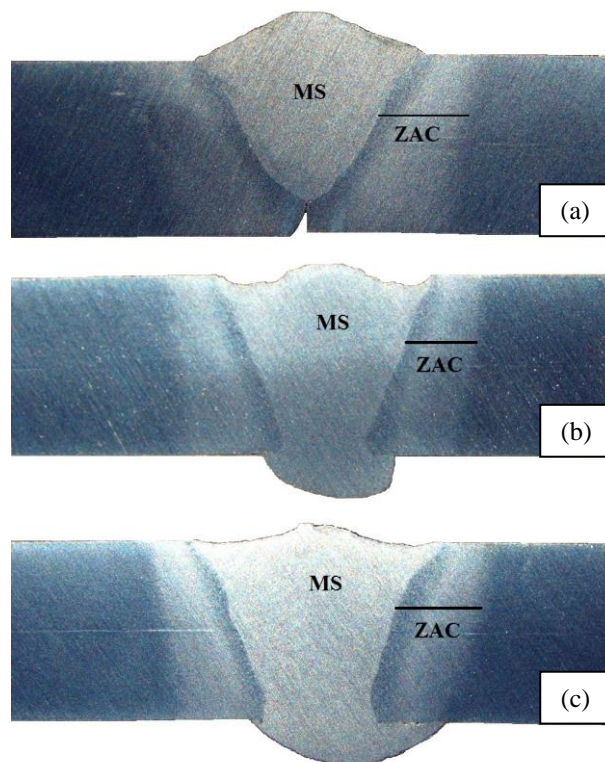


Figura 4.1 Macrografias do grupo C. (a) C1; (b) C2; (c) C3.

Para a peça C1 (Figura 4.1(a)), percebe-se que faltou penetração na junta soldada, que pode ser decorrente de uma escolha errada de parâmetro de soldagem. Essa situação é indesejada, já que este vão entre as chapas leva a um elevado grau de concentração de tensão e conseqüentemente, um prejuízo de comportamento mecânico.

Nas peças C2 e C3 (Figuras 4.1(b) e 4.1(c), respectivamente), a penetração é completa, mas por outro lado, nota-se a presença de mordedura no cordão de solda, que também é indesejável, pois da mesma forma como a falta de penetração, atua como um concentrador de tensões. Esta mordedura é mais evidente em C2 que em C3.

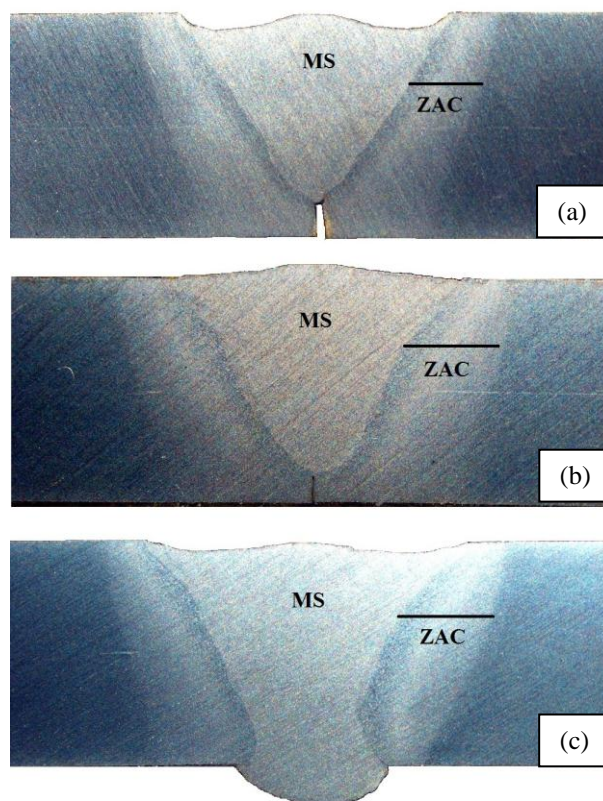


Figura 4.2 Macrografias do grupo D. (a) D1; (b) D2; (c) D3.

A situação que ocorreu com a peça C1, também é notada em D1 e D2. Em D1, além da falta de penetração, é visível a mordedura também. O problema citado para C1 é válido para D1 e D2. Assim como as peças C2 e C3, D3 apresentou mordedura no cordão de solda agindo como concentrador de tensões.

4.2.2 Micrografia

Na Figura 4.3 está representado um perfil com as regiões do metal de solda (MS), região de crescimento (RCG), região de refino de grão (RRG) e o metal base (MB), do corpo de prova C2. Também, na mesma figura, estão as microestruturas em 3D do MS, RCG e RRG. Devido ao fato da microestrutura não sofrer alteração com as diferentes energias de soldagem e espessuras testadas, as mesmas imagens dos outros corpos de prova estão no Anexo A.

Na Figura 4.4 pode-se observar a microestrutura do material base de C2. É possível verificar que esta microestrutura é composta por ferrita com grãos muito finos e apresentando uma forma alongada no sentido da laminação. Esta granulação refinada é consequência da presença de carbonetos que durante a laminação controlada retardam o crescimento do grão, assunto abordado anteriormente.

A microestrutura formada no MS do corpo de prova C2 pode ser observada na Figura 4.5. Três morfologias da ferrita podem ser vistas na microestrutura: ferrita alotriomorfa, ferrita de Widmanstätten e ferrita acicular. A ferrita alotriomorfa formada no contorno de grão da austenita prévia, tendo placas laterais secundárias de ferrita de Widmanstätten crescendo a partir desta fase para dentro do grão. E a matriz é composta pela ferrita acicular, que se formou em grande quantidade no interior do grão.

A Figura 4.6 destaca a micrografia da RCG. Nesta imagem fica evidente o crescimento do grão sofrido devido à taxa de resfriamento baixa por ser a região mais próxima do material que sofreu a fusão. Com o ataque realizado, a identificação das fases é dificultada, mas é possível visualizar a presença de bainita superior, esta resultante da alta temperatura de transformação. Também pode ser vista a ferrita acicular em pequena quantidade, que devido ao grão austenítico ser grande, chega um momento em que a cinética de formação da bainita é suprimida e ocorre a sua nucleação (BABU 2004). Em menor quantidade ainda, tem-se a ferrita idiomorfa. O constituinte M/A, já discutido anteriormente, provavelmente está presente na microestrutura, porém, com o ataque de Nital a visualização fica impossibilitada, sendo inclusive, de difícil identificação com outros ataques também, sendo muitas vezes confundido com carbonetos (JORGE 2001). Fica a sugestão para trabalho futuro de efetuar uma análise microestrutural fazendo uso de diferentes ataques para melhor compreensão das fases formadas.

Na Figura 4.7 é mostrada a microestrutura da RRG de C2. Esta é formada por ferrita idiomorfa de tamanho de grão muito refinado e perlita.

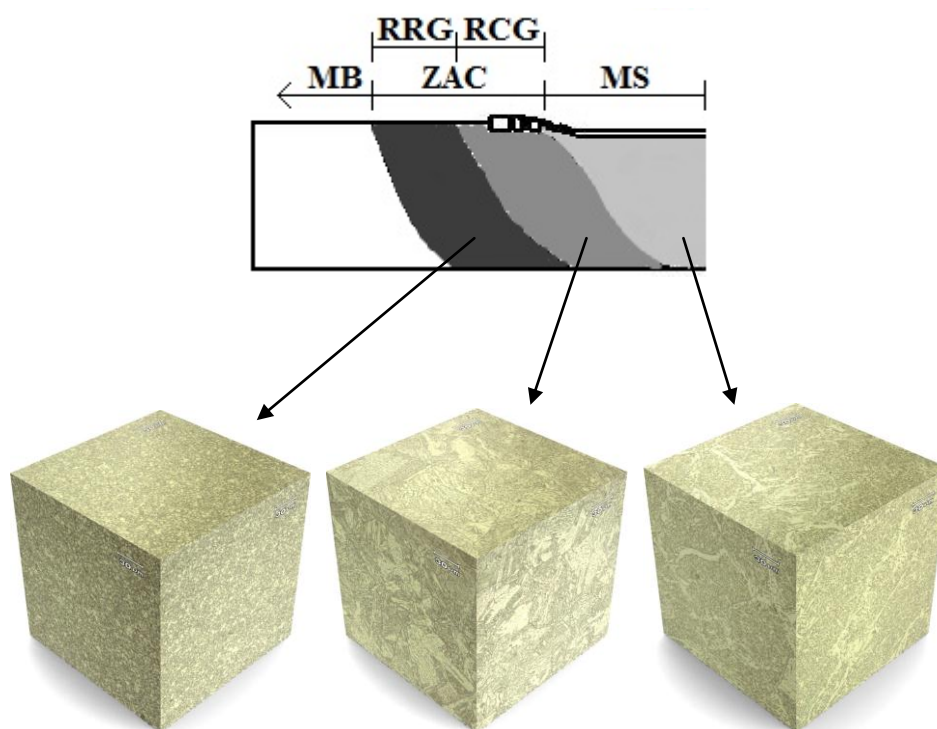


Figura 4.3 Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova C2.



Figura 4.4 Microestrutura do MB do corpo de prova C2.

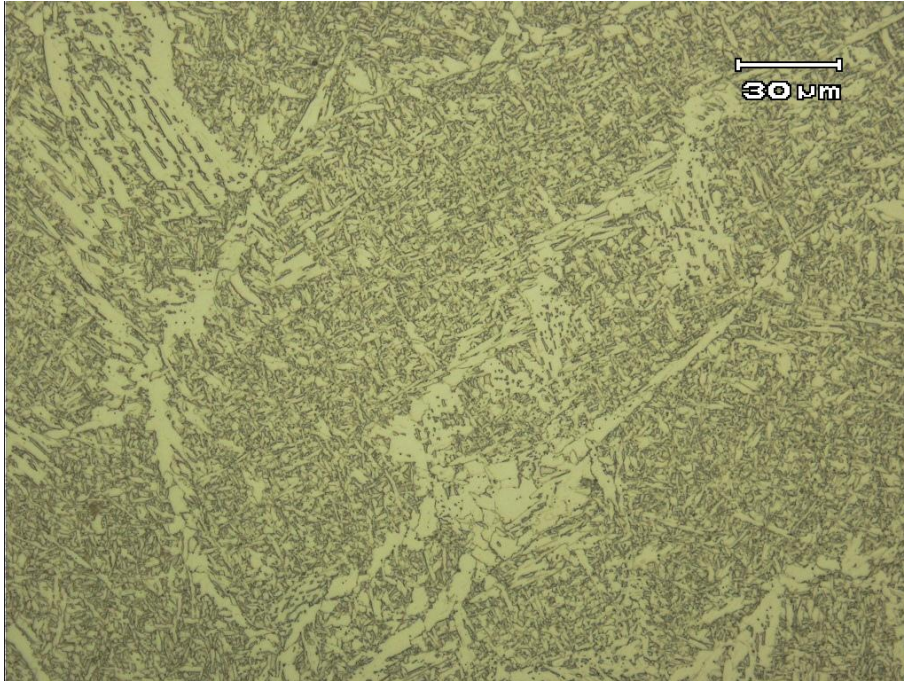


Figura 4.5 Microestrutura do MS do corpo de prova C2.

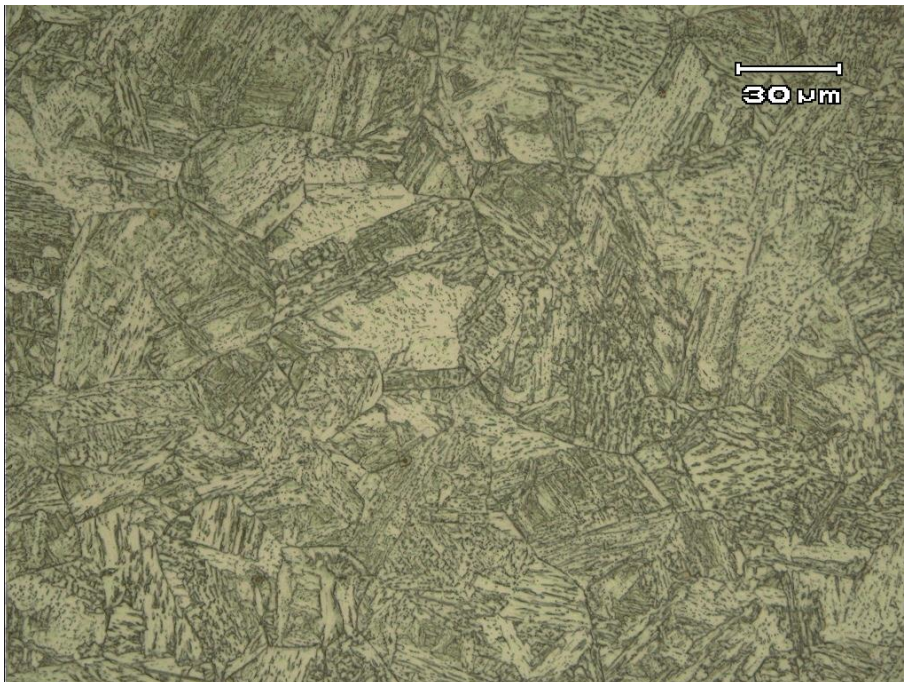


Figura 4.6 Microestrutura da RCG do corpo de prova C2.

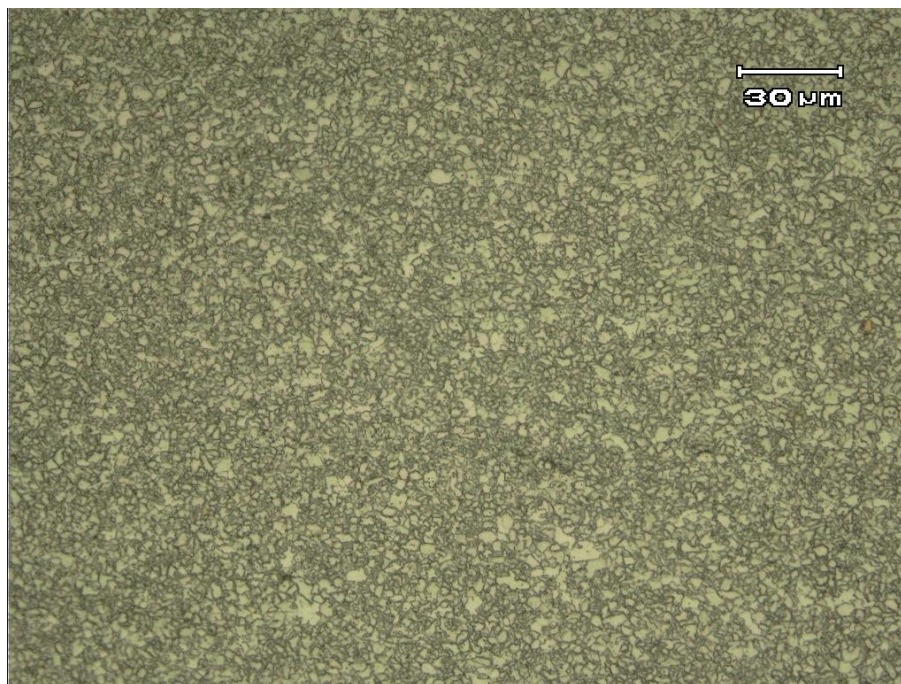


Figura 4.7 Microestrutura da RRG do corpo de prova C2.

4.3 Perfis de Microdureza

Os perfis de microdureza das peças C1, C2, C3, D1, D2 e D3 estão representados nas Figuras 4.8, 4.9, 4.10, 4.11, 4.12, 4.13, 4.14, respectivamente, com os resultados para a “bottom line”, “middle line” e “top line”.

Fazendo-se o comparativo entre os materiais, os perfis não sofrem mudança significativa de dureza na região do metal base, região de refino de grão, região de crescimento de grão e no metal de solda. Este fato é resultado da microestrutura que não teve alterações entre os diferentes aportes térmicos testados.

Poorhaydari (POORHAYDARI 2006) realizou um estudo similar a este trabalho, utilizando um material com composição química compatível, com espessura de 8 mm, e aplicou diferentes energia. Os resultados do perfil de microdureza também não sofreram modificações significativas, fato derivado da microestrutura sem grandes alterações.

Por outro lado, os perfis de dureza foram fortemente afetados ao longo da seção transversal devido às mudanças microestruturais, originadas pela diferença da taxa de resfriamento nas diferentes regiões. Observando os perfis resultantes, todas as peças apresentaram no metal de solda um decréscimo de dureza se comparado ao metal base. Isso é devido ao arame utilizado no processo que resulta em um undermatching.

Na RCG, houve um aumento de dureza se comparado ao MS e a RRG. Isto pode ser explicado pela microestrutura resultante composta por bainita que gera uma elevação de resistência se comparada a uma estrutura ferrítica. Na RRG, novamente a dureza sofre um decréscimo de dureza devido à microestrutura ferrítica.

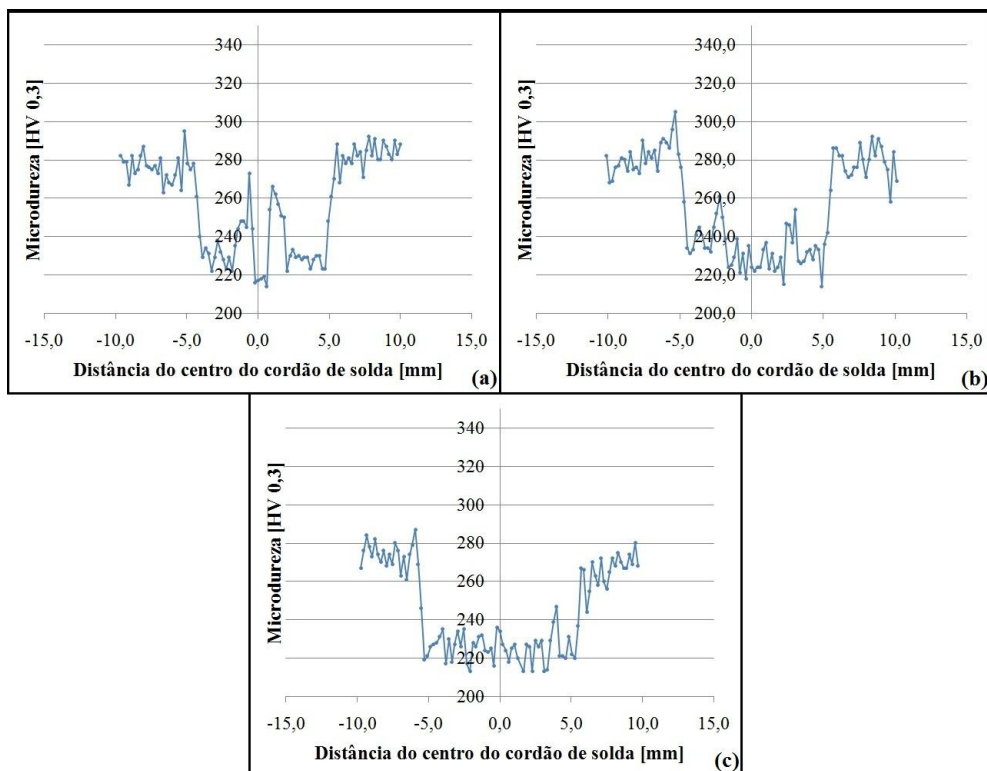


Figura 4.8 Perfis de microdureza para C1. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.

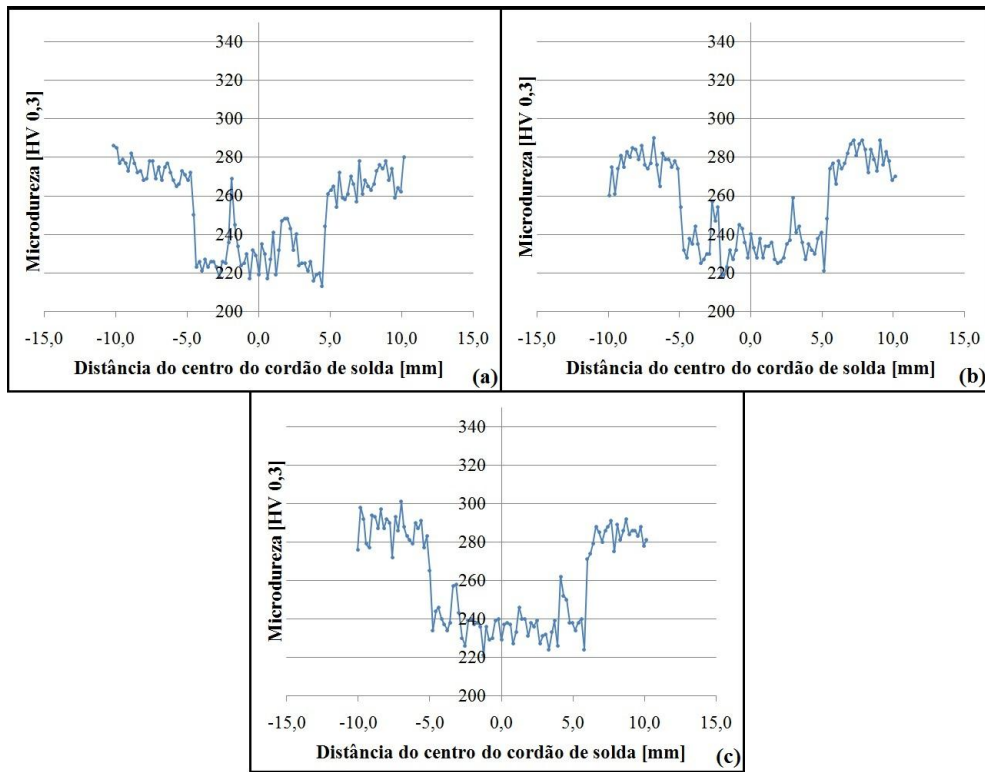


Figura 4.9 Perfis de microdureza para C2. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.

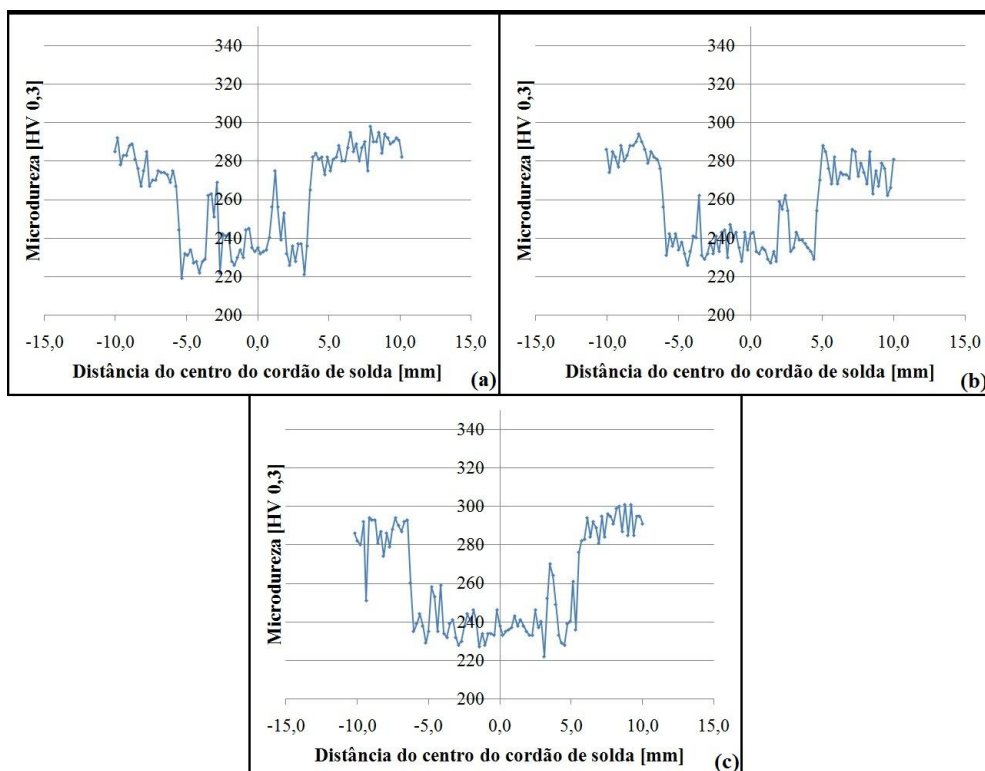


Figura 4.10 Perfis de microdureza para C3. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.

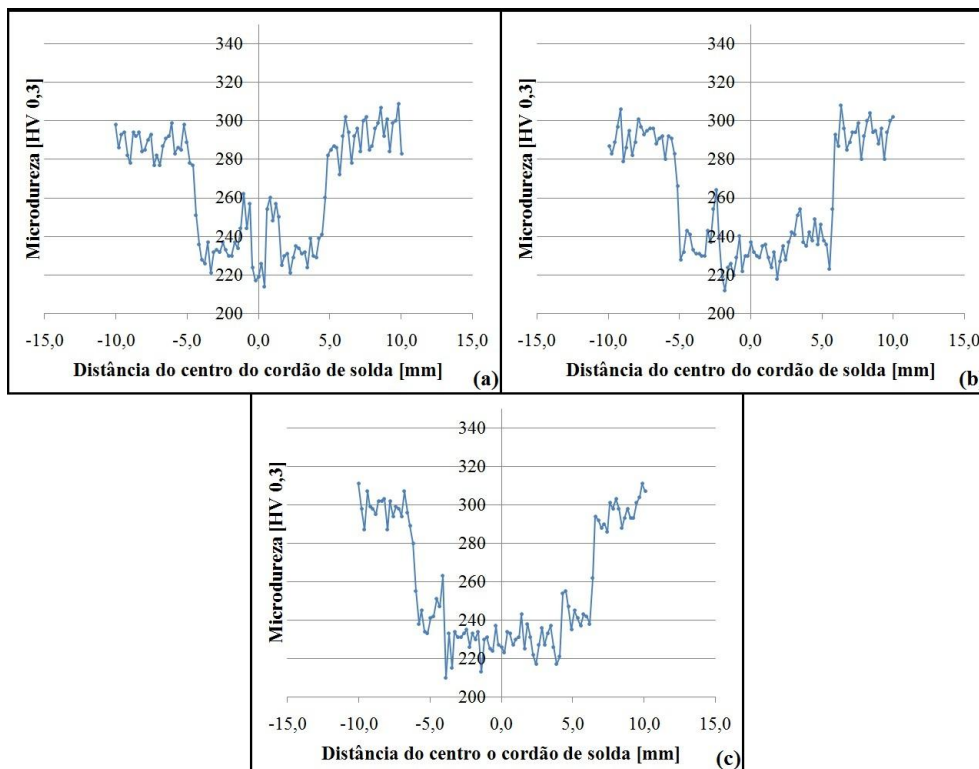


Figura 4.11 Perfis de microdureza para D1. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.

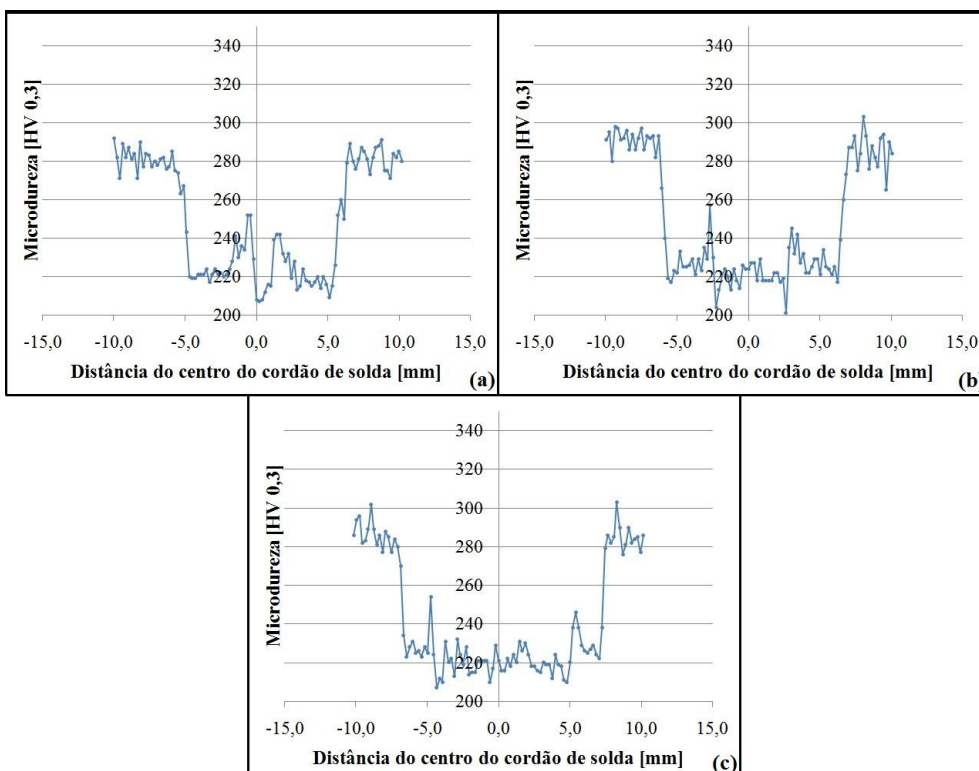


Figura 4.12 Perfis de microdureza para D2. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.

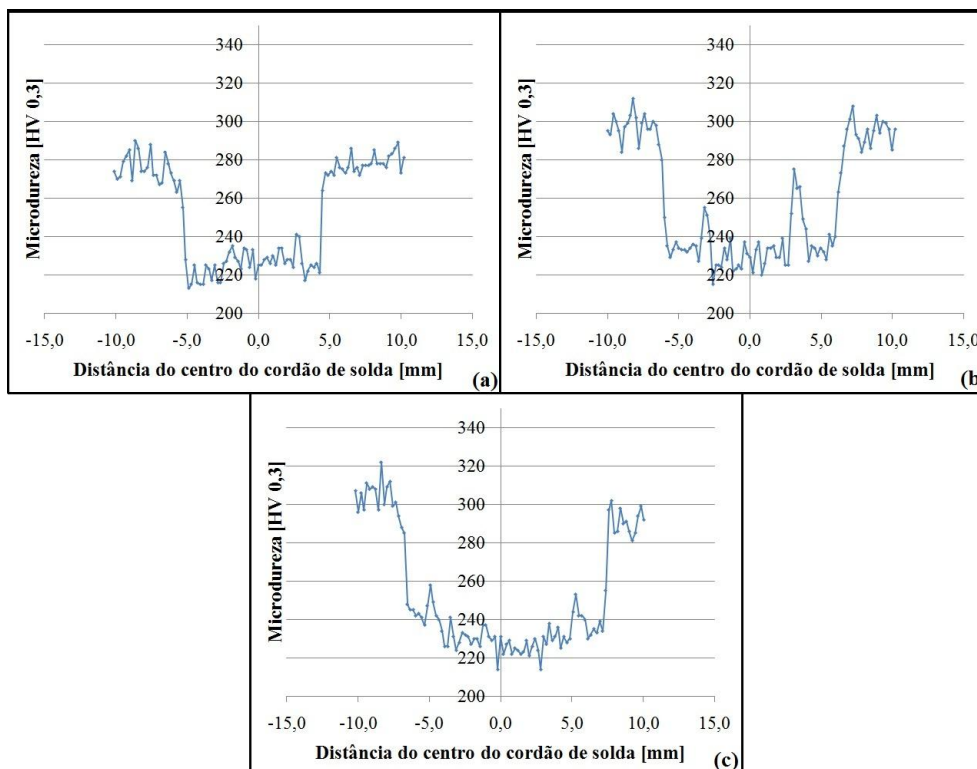


Figura 4.13 Perfis de microdureza para D3. (a) Bottom line; (b) Middle line; (c) Top line.

4.4 Ensaio de Tração

Através dos ensaios de tração para o material base das peças C, Figura 4.14, observa-se uma tensão de escoamento média de 804 MPa, uma resistência à tração média de 840 MPa e um alongamento médio de 23%. Estes valores estão dentro dos valores esperados para o material.

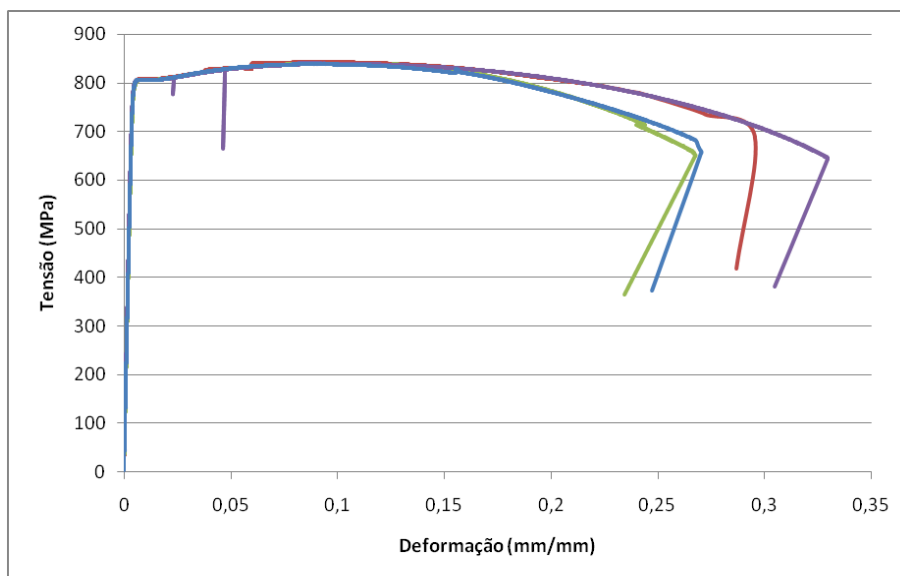


Figura 4.14 Gráfico resultante do ensaio de tração para C.

Para as peças C1, o valor da tensão de escoamento média é de 580 MPa, a resistência à tração média de 684 MPa e alongamento médio de 7,27%. A Figura 4.15 mostra o gráfico do ensaio realizado.

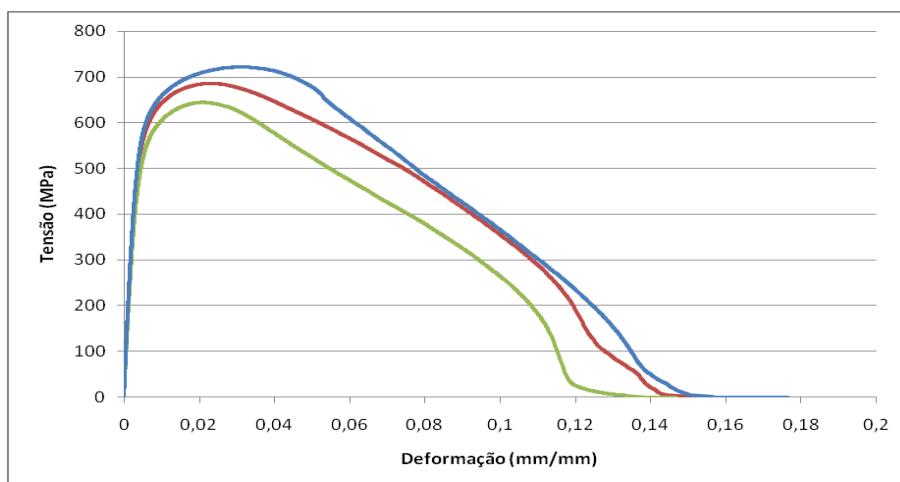


Figura 4.15 Gráfico resultante do ensaio de tração para C1.

Na Figura 4.16 está representado o gráfico referente ao ensaio de tração das peças C2. O material apresentou uma tensão de escoamento média de 630 MPa, uma resistência à tração média de 752 MPa e um alongamento médio de 11,66%.

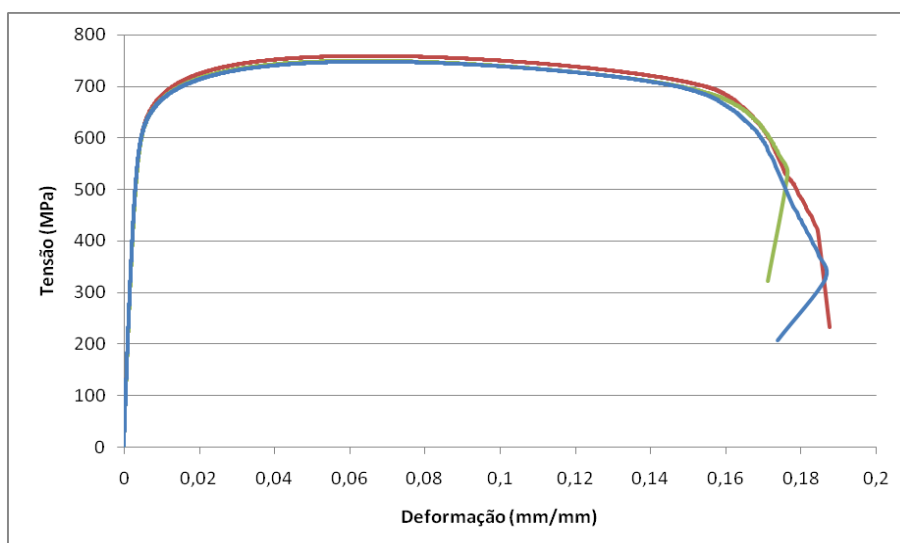


Figura 4.16 Gráfico resultante do ensaio de tração para C2.

As peças C3, Figura 4.17, apresentaram uma tensão de escoamento média de 633 MPa, uma resistência à tração média de 774 MPa e um alongamento médio de 10,20%.

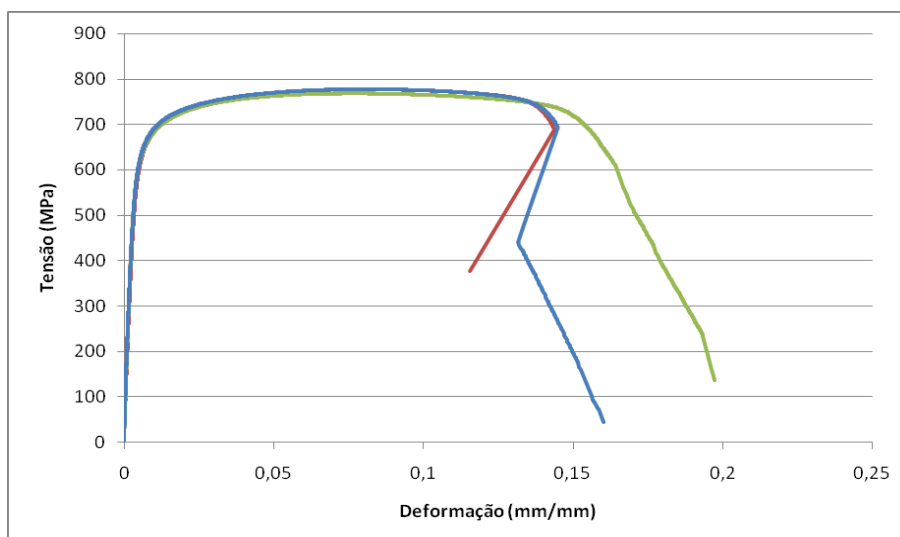


Figura 4.17 Gráfico resultante do ensaio de tração para C3.

Com os ensaios de tração para as peças D, Figura 4.18, observa-se uma tensão de escoamento média de 840 MPa, uma resistência à tração média de 866 MPa e um

alongamento médio de 23,93%. Estes valores estão dentro dos valores esperados para o material.

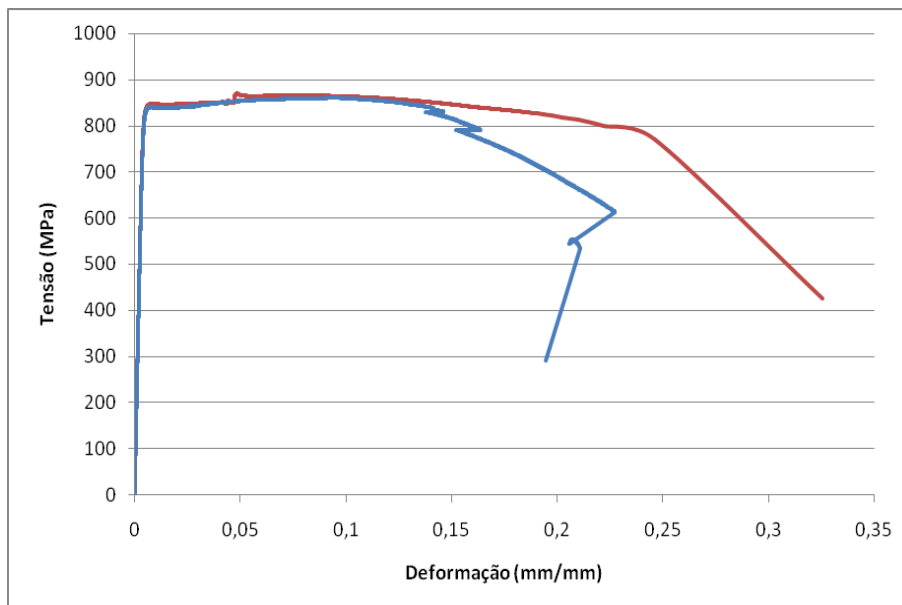


Figura 4.18 Gráfico resultante do ensaio de tração para D.

Para as peças D1, o valor da tensão de escoamento média é de 479 MPa, a resistência à tração média de 536 MPa e alongamento médio de 6,15%. A Figura 4.19 mostra o gráfico do ensaio realizado.

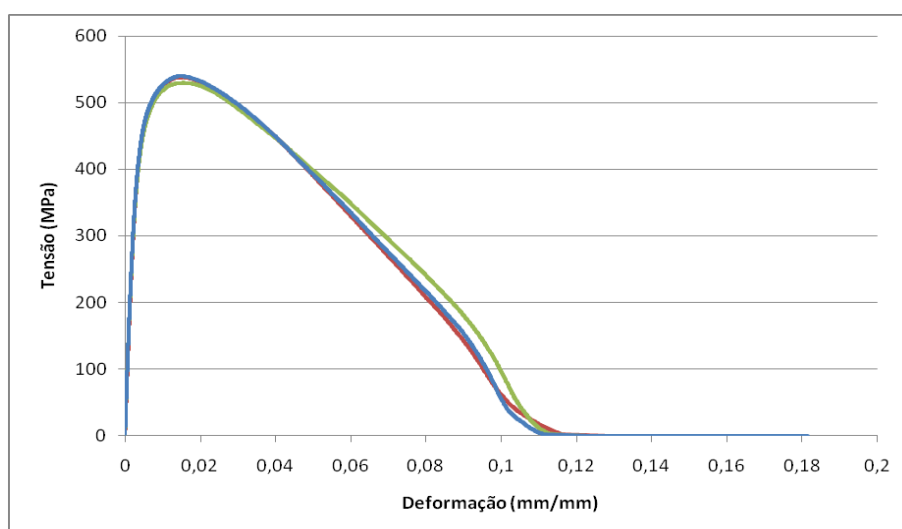


Figura 4.19 Gráfico resultante do ensaio de tração para D1.

Na Figura 4.20 está representado o gráfico referente ao ensaio de tração das peças D2. O material apresentou uma tensão de escoamento média de 521 MPa, uma resistência à tração média de 593 MPa e um alongamento médio de 7,9%.

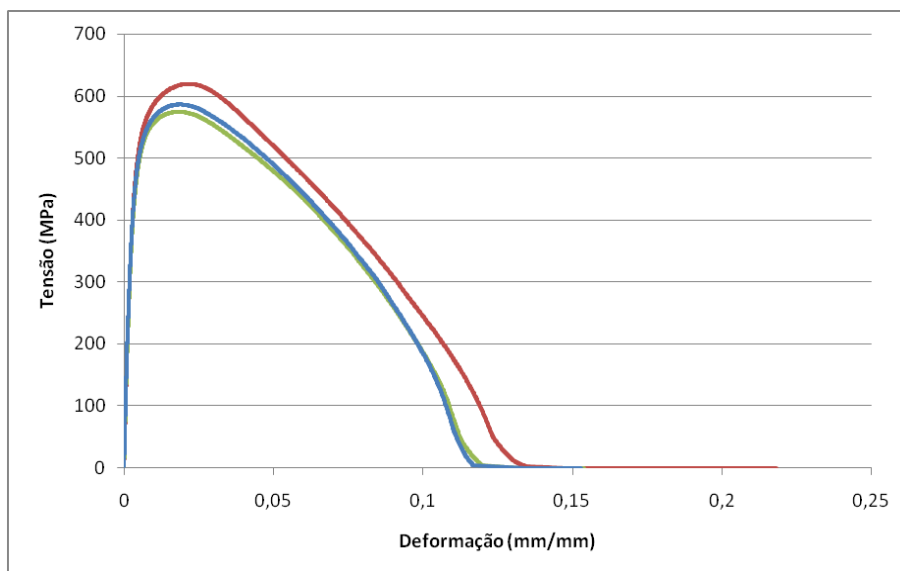


Figura 4.20 Gráfico resultante do ensaio de tração para D2.

As peças D3, Figura 4.21, apresentaram uma tensão de escoamento média de 609 MPa, uma resistência à tração média de 727 MPa e um alongamento médio de 10,54%.

A Tabela 4.2 apresenta os resultados de tensão de escoamento, resistência à tração e alongamento de todas as peças facilitando a visualização.

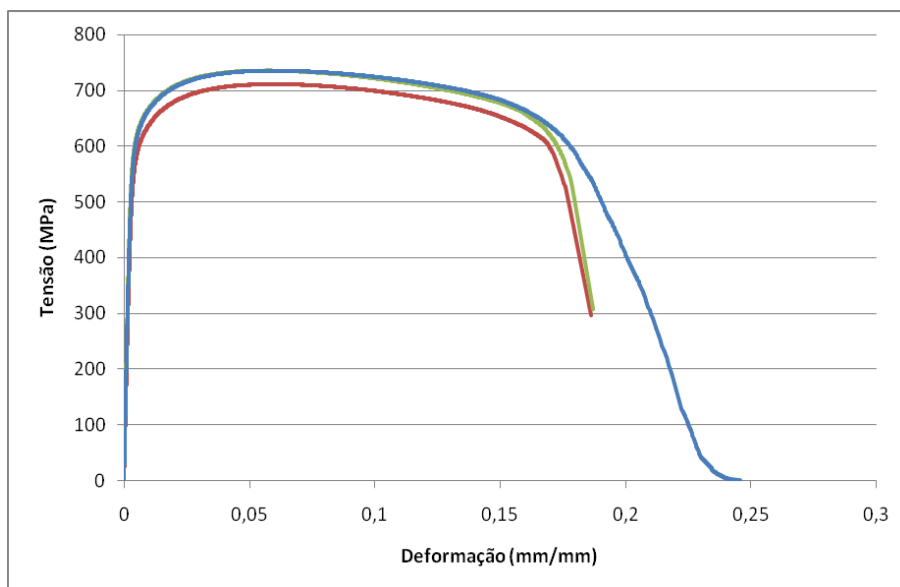


Figura 4.21 Gráfico resultante do ensaio de tração para D3.

Tabela 4.2 Resultados dos ensaios de tração das peças.

	Tensão de Escoamento [MPa]	Resistência à Tração [MPa]	Alongamento [%]
C	804	840	23
C1	580	684	7,27
C2	630	752	11,66
C3	633	774	10,20
D	840	866	23,93
D1	479	536	6,15
D2	521	593	7,9
D3	609	727	10,54

Pelos resultados, pode-se observar que apenas as peças C e D tiveram um desempenho satisfatório no ensaio de tração, tendo todos os valores acima do especificado. Apesar de as peças C2 e C3 apresentarem uma resistência à tração dentro do limite, a tensão de escoamento e alongamento ficaram abaixo do necessário.

Um defeito que levou ao péssimo desempenho das peças C1, D1 e D2 é o fato de a seção não ter penetração completa do metal de solda na junta, que acarreta em um alto grau de concentração de tensão.

Outro fator para o mau desempenho geral das peças soldadas no ensaio de tração se deve ao undermatching decorrente do arame utilizado para o processo. Pelo fato de o arame ser de 480 MPa (70.000 ksi) e o aço ser de 700 MPa, houve um decréscimo na resistência após a soldagem, levando a este comportamento. Loureiro (LOUREIRO 2002) observou que a prática do undermatching induz a perda de resistência e ductilidade da solda quando carregada sob tensão.

5.0 CONCLUSÕES

Neste trabalho foram realizadas uniões soldadas em um aço da classe S700MC através do processo de soldagem a arco com proteção gasosa, com duas espessuras e três aportes térmicos distintos, sendo variados em 15%. Em seguida foram feitas análises metalográficas, incluindo macrografias e micrografias, análise composição química, perfis de dureza e ensaio de tração.

Analisando os resultados obtidos, pode-se concluir:

- Pela análise macroestrutura observaram-se defeitos na seção transversal do cordão de solda, sendo elas a falta de penetração e surgimento de mordedura no reforço. Estes defeitos são decorrentes da errônea escolha dos parâmetros de realização das juntas soldadas.
- As variações de aportes térmicos utilizadas não são suficientemente elevadas para induzir mudanças microestruturais de um corpo de prova para outro.
- Em decorrência dessa constância microestrutural mesmo com a alteração dos aportes térmicos, a dureza também não apresenta variação entre os corpos de prova. Porém, ao longo da seção transversal a dureza é modificada devido às diferentes microestruturas no MS, na RCG, na RRF e no MB. O pico de dureza observado na RCG é devido a presença de bainita que apresenta uma resistência maior que a ferrita.
- No ensaio de microdureza ficou evidente o undermatching, que afeta a resistência da união soldada. Porém, os defeitos observados nas macroestruturas foram os principais fatores que prejudicaram o desempenho em tração do material por agirem como concentradores de tensões.

6.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6892:** Materiais metálicos: Ensaio de tração à temperatura ambiente. Rio de Janeiro, 2002.

ASM HANDBOOK – **Welding, Brazing and Soldering** – Vol. 6, 1993.

ASM HANDBOOK – **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys** – Vol. 1, 1993.

AARONSON, H. I. **The Proeutectoid Ferrite and the Proeutectoid Cementite Reactions** – IN: Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, Colorado: Interscience Publishers, 1960.

BABU, S. S. **The Mechanism of Acicular Ferrite in Weld Deposits** – Current Opinion in Solid State and Materials, Vol. 8, p.267-278, 2004.

BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels: Transformation, Microstructure and Properties** – 2 ed. London: IOM Communications Ltd, 2001.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steel: Microstructure and Properties** – 3 ed. Oxford: Elsevier, 2006.

JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; REBELLO, J. M. A. **The Effect of Chromium on the Microstructure/Toughness Relationship of C-Mn Weld Metal Deposits** – Materials Characterization, Vol. 47, p.195-205, July 2001.

KRAUSS, G. **Steels: Processing, Structure and Performance** – 1 ed. Ohio: ASM International, 2005.

LOUREIRO, A. J. R. **Effect of Heat Input on Plastic Deformation on Undermatched Welds** – Journal of Materials Processing Technology, Vol. 128, p.240-249, 2002.

MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos** – 1 ed. Porto Alegre, 1996.

MARQUES, P. V; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia** – 3 ed. Belo Horizonte: Editora UFMG, 2009.

POORHAYDARI, K.; PATCHETT, B. M.; IVEY, D. G. **Transformation Twins in the Weld HAZ of a Low-Carbon High-Strength Microalloyed Steel** – Materials Science & Engineering: A, Vol. 435-436, p.371-382, November 2006.

SILVA, Elisabete P. **Caracterização das Transformações de Fase de um Aço ARBL da Classe 700MC**. Dissertação. PPGE-3M: UFRGS, 2010.

SINDO, K. **Welding Metallurgy**. 2 ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2003.

THEWLIS, G. **Classification and Quantification of Microstructure in Steels** – Materials Science and Technology, Vol. 20, p.143-160, February 2004.

TOTTEN, G. E. **Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies** – 2 ed. Portland: CRC Press, 2007.

YI, H.; DU, L.; WANG, G.; LIU, X. **Strengthening Mechanism of a New 700 MPa Hot Rolled High Strength Steel** – Journal of Iron and Steel Research, International, Vol. 15, p.76-80, March 2008.

ANEXO A

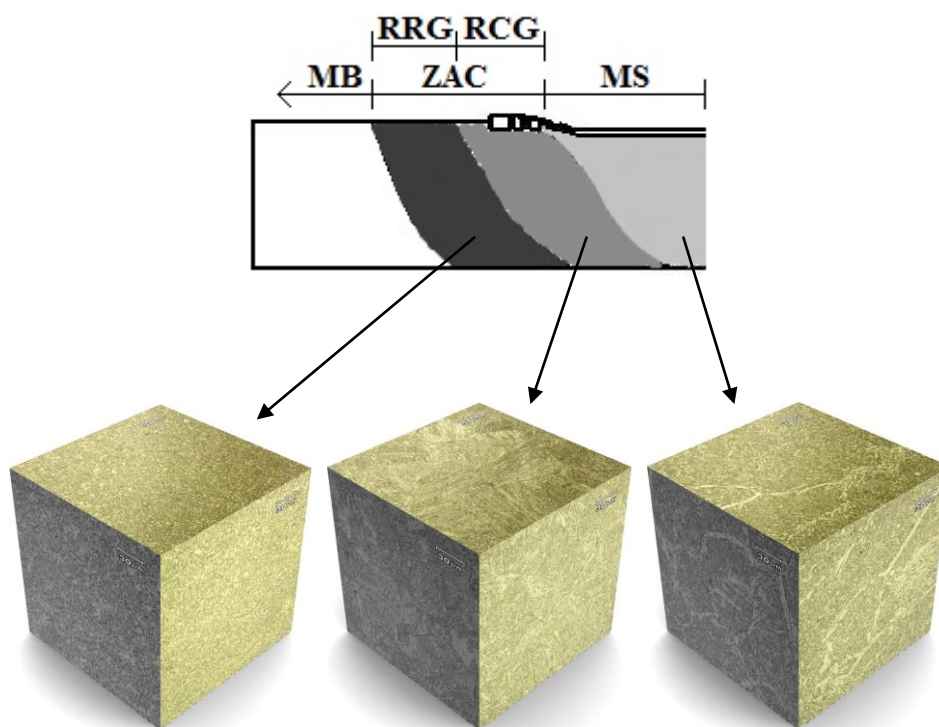


Figura A.1 Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova C1.

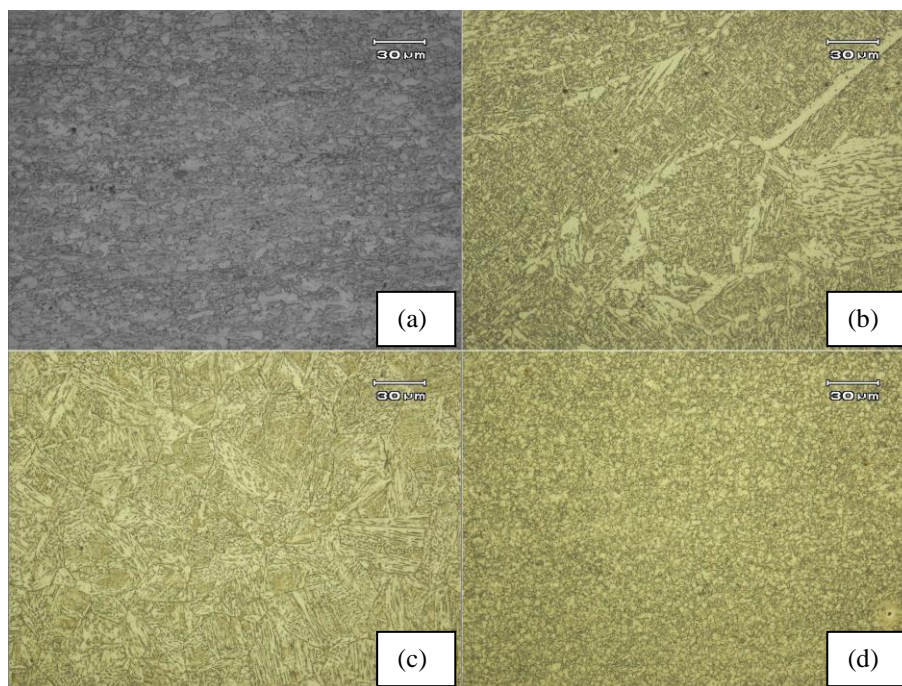


Figura A.2 Microestruturas do corpo de prova C1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

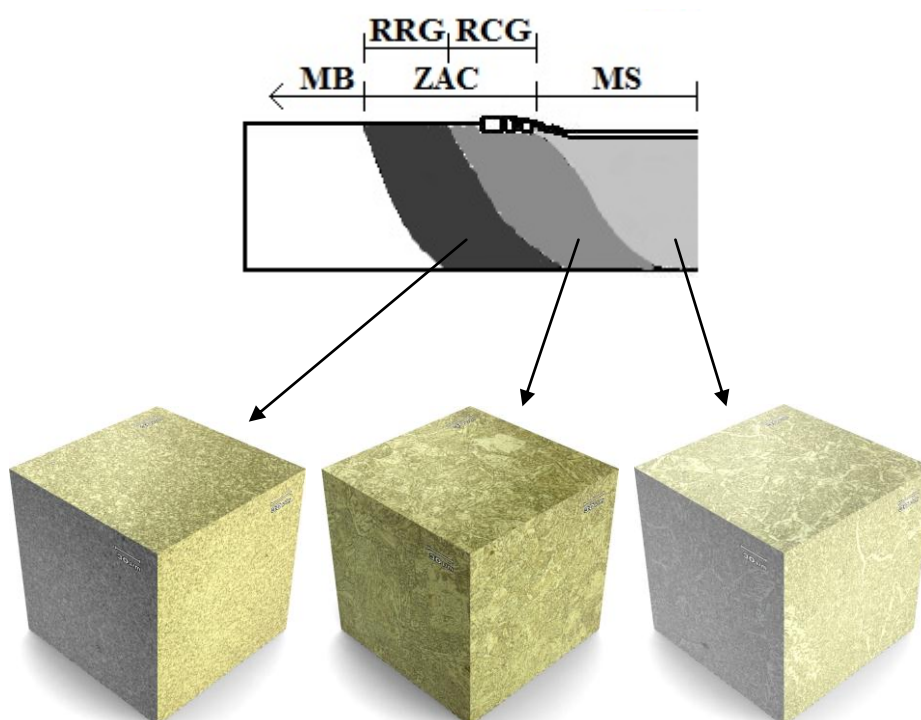


Figura A.3 Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova C3.

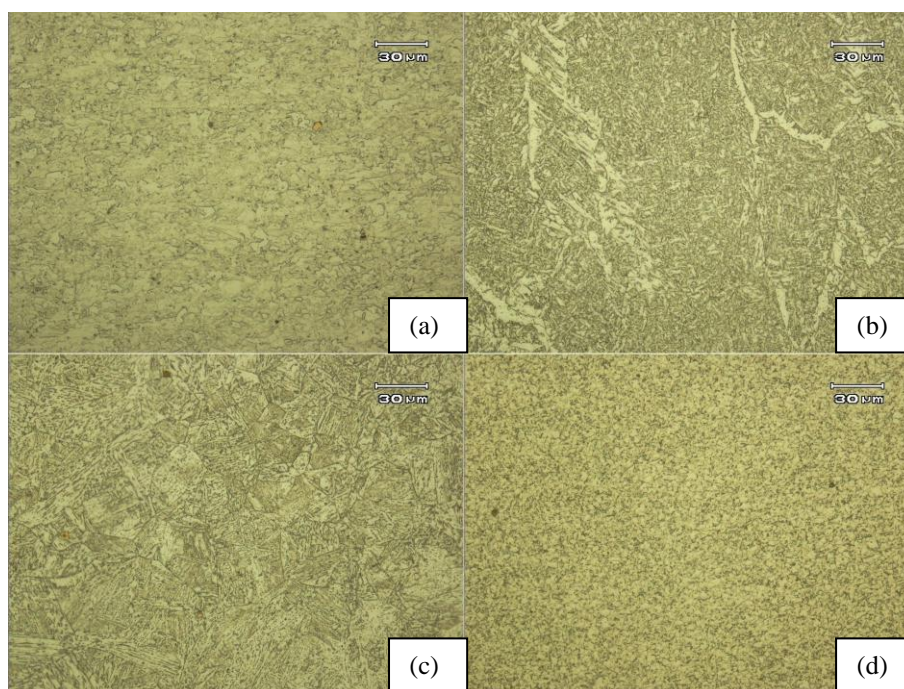


Figura A.4 Microestruturas do corpo de prova C3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

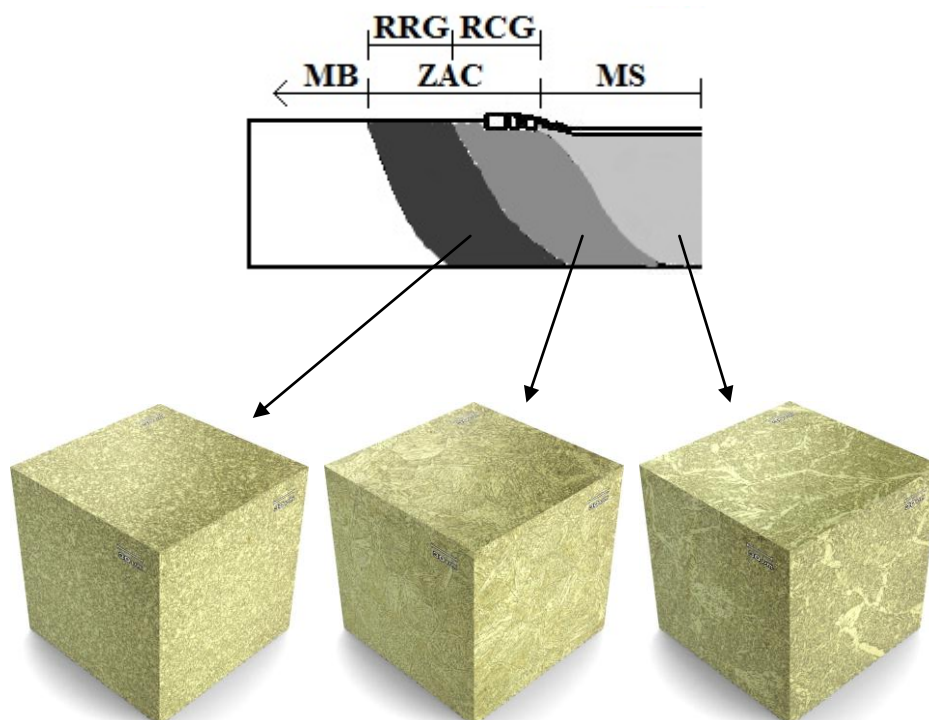


Figura A.5 Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova D1.

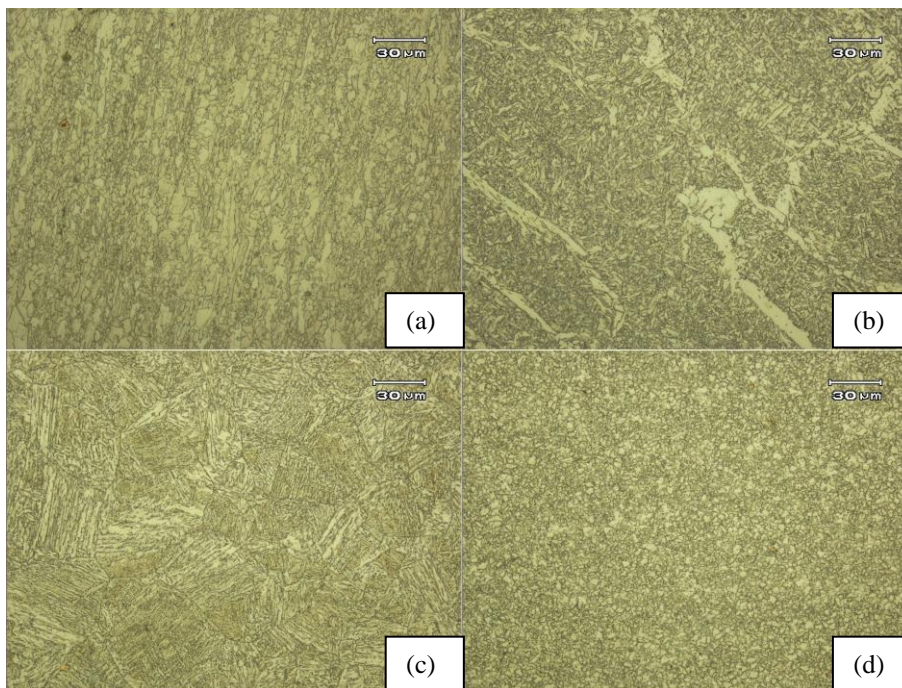


Figura A.6 Microestruturas do corpo de prova D1. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

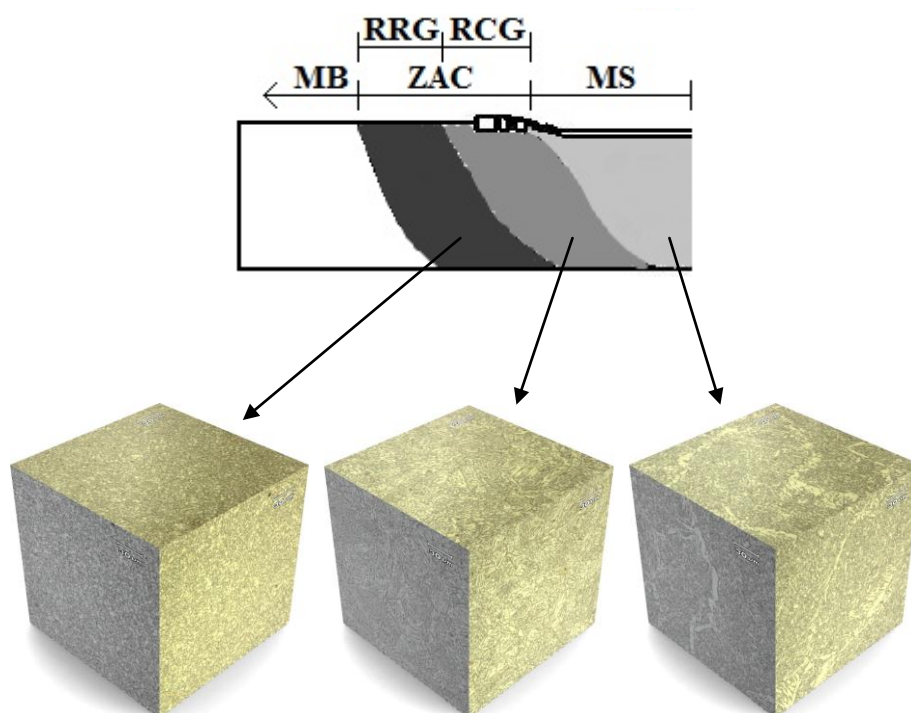


Figura A.7 Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova D2.

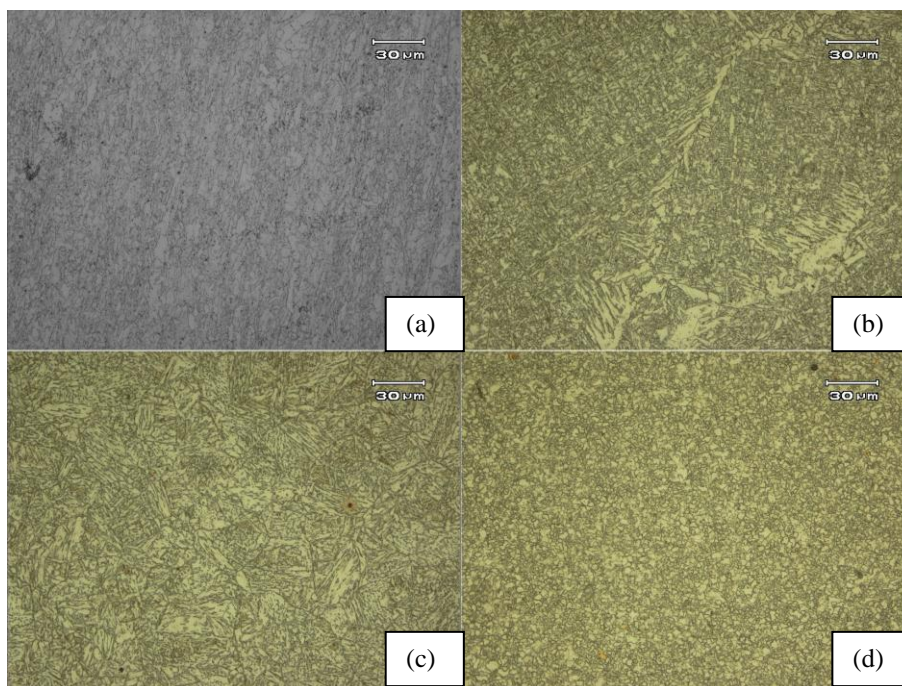


Figura A.8 Microestruturas do corpo de prova D2. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.

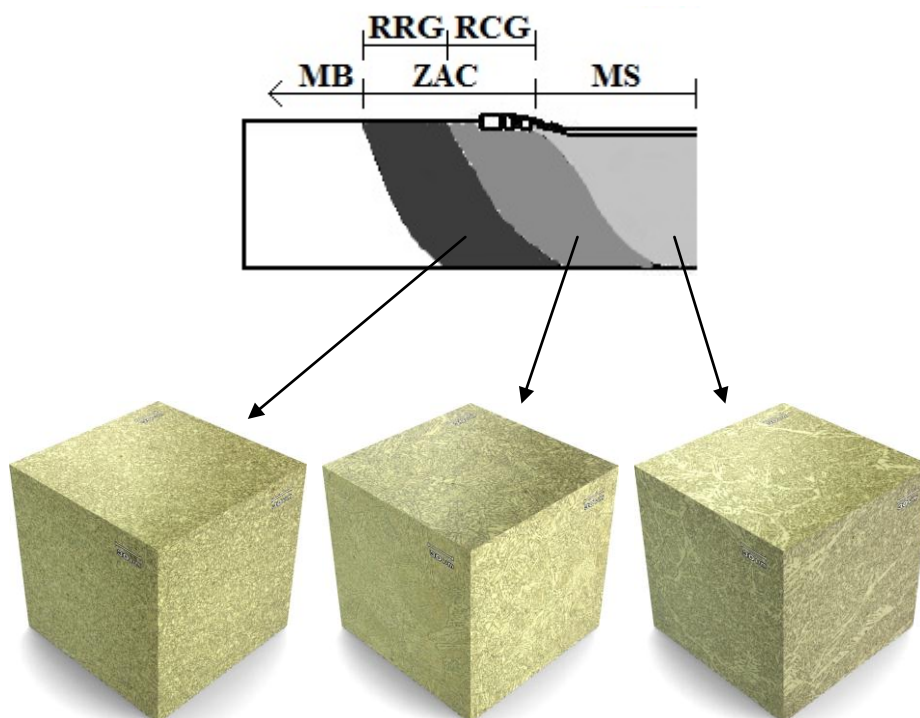


Figura A.9 Microestruturas em 3D do MS, RCG e RRF do corpo de prova D3.

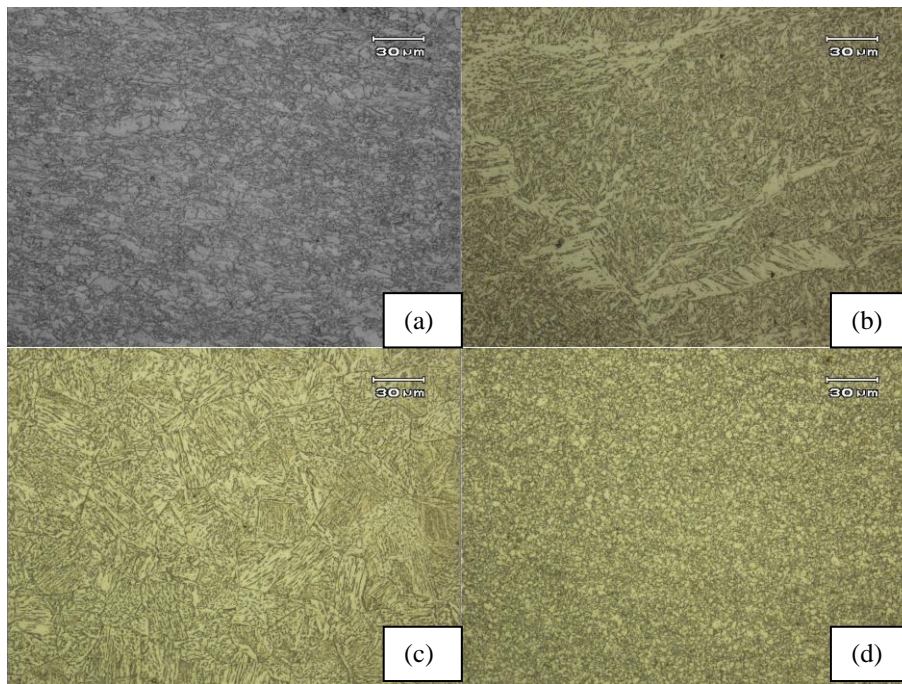


Figura A.8 Microestruturas do corpo de prova D3. (a) MB; (b) MS; (c) RCG; (d) RRF.