

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

Departamento de Metalurgia

CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E METALÚRGICA DE JUNTAS DISSIMILARES DE
AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

Vagner Machado Costa

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Telmo R. Strohaecker

Porto Alegre
2011/2

Dedico este trabalho de diplomação a minha mãe Zenilda, ao meu pai Valdemar, minha irmã Bruna e aos meus amigos que me acompanharam ao longo do curso de Engenharia Metalúrgica.

AGRADECIMENTOS

Agradeço minha família por todo o apoio e incentivo durante a graduação.

Agradeço ao Laboratório de Metalurgia Física da UFRGS por fornecer os recursos necessários para realização dos testes.

Agradeço aos colegas Pedro Cunha, Cleber de Lima Lessa, Gabriel Cogo, Bill Paiva, Jefferson Haag e Diego Belato Rosado por me ajudarem na realização de testes e discussões dos resultados obtidos.

Agradeço ao Prof. Dr. Telmo R. Strohaecker e Prof. Dr. Afonso Reguly pela orientação e conhecimento transmitido durante a realização deste trabalho.

Agradeço aos Engenheiros Metalúrgicos Victor Hugo Velasquez e Jarinson Rodrigues por fornecer totais condições de realização deste trabalho junto a empresa Randon Implementos S.A.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	IX
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	X
RESUMO	XI
ABSTRACT	XII
INTRODUÇÃO.....	1
2.0 Revisão Bibliográfica	2
2.1 Soldagem	2
2.2 Soldagem ao Arco Elétrico com Gás de Proteção	3
2.2.1 Proteção gasosa	4
2.2.2 Arames.....	5
2.2.3 Modos de Transferência do Metal.....	6
2.3 Aços ARBL (Alta resistência e Baixa liga).....	8
2.3.1 Endurecimento por Refino do Tamanho de Grão.....	9
2.3.2 Endurecimento por Solução Sólida	9
2.3.3 Endurecimento pelo Aumento da Densidade de Discordâncias.....	10
2.3.4 Endurecimento por Precipitação.....	11
2.3.5 Laminação Controlada e Resfriamento Controlado de Aços ARBL.....	12
2.4 Metalurgia da soldagem.....	14
3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	21
3.1 Materiais Analisados.....	21
3.2 Processo de Soldagem	22
3.3 Preparação dos Corpos de Prova	24
3.4 Metalografia e Microdureza.....	26
3.4.1 Macrografia	26
3.4.2 Micrografia	27
3.4.3 Perfil de Dureza	27
3.5 Ensaio de Tração.....	28
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO	31
4.1 Composição Química.....	31

4.2	Macrografia.....	32
4.4	Perfil de Microdureza	41
4.5	Ensaio de Tração	44
5.0	CONCLUSÕES	47
7.0	SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	48
6.0	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	49
	ANEXO A	51

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Processo básico de soldagem MIG-MAG (FORTES 2005).....	4
Figura 2.2	Mostra a influência de diferentes gases na geometria do cordão de solda (apud MULLER, 2010).	5
Figura 2.3	Especificações dos arames de soldagem.	6
Figura 2.4	Mostra o processo esquemático de transferência do metal por curto-circuito (KHAN 2007).....	7
Figura 2.5	Modos de transferência do metal (FORTES 2005).	8
Figura 2.6	Substituição sólida substitucional(a) e solução sólida intersticial(b) (FORTES 2004). 10	
Figura 2.7	Mudanças microestruturais observadas em aço baixo carbono obtidas através da laminação convencional e laminação controlada(Adaptado de KRAUSS 2005).....	12
Figura 2.8	Ilustração do processo de laminação controlada da SSAB.....	14
Figura 2.9	Desenho esquemático da ferrita no contorno de grão (MODENESI 2009).	15
Figura 2.10	Morfologia da ferrita poligonal intragranular (MODENESI 2009).....	16
Figura 2.11	Morfologia da ferrita com segunda fase alinhada (MODENESI 2009).	16
Figura 2.12	Morfologia da ferrita acicular (MODENESI 2009).....	17
Figura 2.13	Diagrama Fe-C mostrando a morfologia da martensita em função do percentual de carbono e temperatura(Adaptado de Krauss 2005).	19
Figura 2.14	Martensita em ripas com (a) Fe-0,2%C, (b) Fe-0,4%C e Fe-0,6%C (KRAUSS 2005). 19	
Figura 2.15	Martensita em placas e austenita retida (parte em branco) com (a) Fe-1,22%C e (b) Fe-1,4%C (KRAUSS 2005).	20

Figura 3.1	Operador posicionando a tartaruga (a); Soldagem das chapas usando a tartaruga (b).	22
Figura 3.2	Desenho mostrando os chanfros feitos nas chapas.	23
Figura 3.3	Desenho utilizado para fabricação dos corpos de prova para ensaio de tração do metal base.	24
Figura 3.4	Desenho utilizado para fabricação dos corpos de prova para ensaio da junta soldada.	25
Figura 3.5	Corpos de prova para ensaio de tração dos metais base.	25
Figura 3.6	(a) Cp's após serem cortados na serra fita. (b) Cp's da junta soldada para ensaio de tração.	26
Figura 3.7	Corpo de prova embutido a frio para análise metalográfica.	26
Figura 3.8	Desenho esquemático das linhas onde foram realizados os perfis de dureza.	28
Figura 3.9	Equipamento Instron modelo Tukon 2100 B utilizado para medição do perfil de microdureza.	28
Figura 3.10	Máquina eletromecânica onde foram realizados os ensaios de tração.	29
Figura 3.11	Máquina de ensaio de tração/compressão Wolpert.	29
Figura 3.12	Espectrômetro de emissão ótica Spectro Lab.	30
Figura 4.1	Macrografia (a) referente a junta soldada com o arame ER 70S-6. Macrografia (b) mostra a junta unida com o arame ER 80S-G.	33
Figura 4.2	Macrografias representando esquematicamente onde foram feitas as micrografias.	34
Figura 4.3	Microestrutura do Domex 700 (500X).	35
Figura 4.4	Microestrutura do LN 380 (500X).	35
Figura 4.5	Microestrutura da ZAC Domex (500X).	36
Figura 4.7	Microestrutura da ZAC LN 380(500X).	37

Figura 4.8	Microestrutura da ZAC do Domex e LN 380, respectivamente (500X).	37
Figura 4.9	Microestruturas do metal de adição (200X).	38
Figura 4.10	Microestruturas do metal de adição posição 8 e 9 (200X).	39
Figura 4.11	Microestrutura do metal de adição 6,7,10,11 e 5 respectivamente (200X). ...	40
Figura 4.12	Encontros dos cordões de solda (50X).....	41
Figura 4.13	Perfis de microdureza para as chapas soldadas com o arame ER 70S-6.	42
Figura 4.14	Perfis de microdureza para as chapas soldadas com o arame ER 80S-G.	43
Figura 4.14	Gráfico resultante do ensaio de tração (a) Domex 700 e (b) LN 380.	45
Figura A.1	Resultado da análise química do Domex 700.....	51
Figura A.2	Resultado da análise química do LN 380.	52
Figura A.3	Resultado da análise química arame ER 70S-6.	53
Figura A.4	Resultado da análise química arame ER 80S-G.	54

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química.	21
Tabela 3.2	Propriedades mecânicas.....	21
Tabela 3.3	Composição química dos consumíveis.....	23
Tabela 4.1	Resultado da composição química dos materiais analisados.....	31
Tabela 4.2	Resultados da composição química dos arames.....	32
Tabela 4.3	Resultados dos ensaios de tração dos metais base.....	44
Tabela 4.4	Resultado do ensaio de tração das juntas soldadas com diferentes arames.....	46

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Cp Corpo de prova;

ARBL Alta Resistência e Baixa Liga;

ZF Zona Fundida

RESUMO

Este trabalho visa uma caracterização mecânica e metalúrgica de juntas de aços dissimilares unidos através do processo de soldagem ao arco elétrico com gás de proteção, também chamado GMAW (Gas-Metal Arc Welding). As chapas utilizadas neste trabalho foram o Domex 700 e LN 380, ambos pertencentes a classe de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que foram soldadas usando dois tipos de arame para solda: ER 70S-6 e ER 80S-G.

A caracterização mecânica foi realizada através de ensaios de tração, tanto nos metais de base quanto nas juntas soldadas, e perfis de microdureza Vickers, enquanto que a caracterização metalúrgica foi realizada pelas análises químicas dos metais de base e dos arames de deposição e metalográficas (macrografias e micrografias).

Espera-se que a junta soldada pelo arame de deposição ER 80S-G apresente maior resistência mecânica devido à estrutura característica dessa união como a presença de ferrita acicular do metal de solda proporcionando maior resistência a junta soldada em comparação com o arame ER 70S-6.

ABSTRACT

This work aims the mechanical and metallurgical characterization of dissimilar welded joints by using GMAW (Gas-Metal Arc Welding) to weld. The base materials used were two kinds of HSLA plates named Domex 700 and LN 380 with 8 mm of thickness each one. As filler material two different welding wires were used: ER 70 S-6 and ER 80 S-G.

Tensile test and the hardness test have been done for all the samples to characterize the base material as well as the joints welded. The analysis such as chemical composition of base material and welding wires and also metallography (macrographs and micrograph) have been done to characterize the samples.

As a result of this work the dissimilar joint welded with ER 80S-G welding wire have to show better mechanical properties when compared with ER 70S-6. This difference is because there is more acicular ferrite in the welding metal what improve the properties.

INTRODUÇÃO

Nos dias atuais as indústrias dos setores automotivos e de implementos rodoviários estão em constante evolução, o que as leva buscar cada vez mais materiais de alta qualidade metalúrgica para redução de peso, ganho de performance e segurança dos produtos produzidos. Logo, a utilização de aços ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) estão sendo vistas como um importante aliado para alcançar esses objetivos, pois por possuir alta resistência pode-se diminuir a espessura utilizada e assim diminuir o peso final do produto. Este tipo de aço possui, ainda, boa conformabilidade e soldabilidade, fatores importantes na manufatura do produto.

Em algumas situações o uso de materiais dissimilares na fabricação de um determinado produto se faz necessário e o entendimento dos fatores que possam interferir na qualidade do produto final é importante para o seu correto desenvolvimento. Partindo desta idéia, esse trabalho tem o objetivo de caracterizar mecânica e metalurgicamente juntas soldadas com aços ARBL utilizando diferentes arames de deposição.

2.0 Revisão Bibliográfica

2.1 Soldagem

Grupo de união de materiais que mais se destaca devido, ao seu largo emprego e grande volume de atividades que envolve. Pode ser definido como:

“Operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição”. (Esta definição é meramente operacional e é adotada pela AWS- American Welding Society)

A união de dois materiais é realizada, ou através da fusão dos mesmos em íntimo contato; ou pela fusão de ambos e adição de outro material fundido; ou ainda, simplesmente, por contato destes materiais, nas fases sólida ou semi-sólida. A soldagem poderia ser espontânea, porém não é possível realizar isto devido a dois principais problemas:

- Preparação de superfícies perfeitamente planas a nível atômico e/ou;
- Inexistência de camadas oxidadas e gás adsorvido sobre as superfícies.

Como consequência, todo processo de solda deve atender os seguintes processos no mínimo:

- Fornecer energia para realizar a união (por fusão, pressão, difusão, etc);
- Possuir mecanismos para remover contaminação das superfícies a serem unidas;
- Prevenir a contaminação atmosférica ou seus efeitos;
- Permitir que os mecanismos e fenômenos envolvidos sejam controlados.

Em geral a soldagem provoca maior distorção no material base e normalmente não é utilizada sobre cerâmicos. A grande área de atuação da mesma são os metais e suas ligas, devendo-se esse fato a sua grande versatilidade e economia, além das excelentes propriedades mecânicas que as uniões assim obtidas apresentam (MACHADO 1996).

2.2 Soldagem ao Arco Elétrico com Gás de Proteção

O processo de soldagem ao arco elétrico com gás de proteção, também chamado GMAW (Gas-Metal Arc Welding) é um processo que funde e une metais através do aquecimento deles com um arco elétrico estabelecido entre o arame de deposição constantemente alimentado e os metais. A proteção do arco e da poça de fusão é frequentemente obtido usando gases inertes, como argônio e hélio, e por isso o GMAW é também chamado de MIG (Metal Inert Gas). Gases não inertes também são usados como proteção gasosa, como o CO₂ em particular. Portanto, GMAW parece ser a nomenclatura mais apropriada.

O processo de soldagem opera na imensa maioria das aplicações com corrente contínua (CC) no eletrodo positivo (CCEP). Com isto obtemos um melhor ajuste da geometria do cordão de solda, com boa transferência do metal de adição e baixa produção de respingos de soldagem. Uma maior penetração e baixa taxa de deposição podem ser conseguidas com este sistema.

Com o uso de CC no eletrodo negativo (CCEN) a transferência do metal fundido é deficiente do arame de solda para a peça. Entretanto, este sistema pode ser conveniente por apresentar maior taxa de deposição (comparado a CCEP e CA) e menor penetração, mas com um problema de estabilidade do arco sob certas condições.

O processo normalmente é semi-automático, sendo a alimentação do arame feita mecanicamente através de um motor. A manutenção do arco é possível devido a 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 contínua, mas com uma velocidade de alimentação variável. Quando o comprimento do arco varia, a voltagem conseqüentemente sofre variação. Assim, essa mudança é detectada e a velocidade de alimentação do arame é modificada (ASM HANDBOOK VOL. 6).

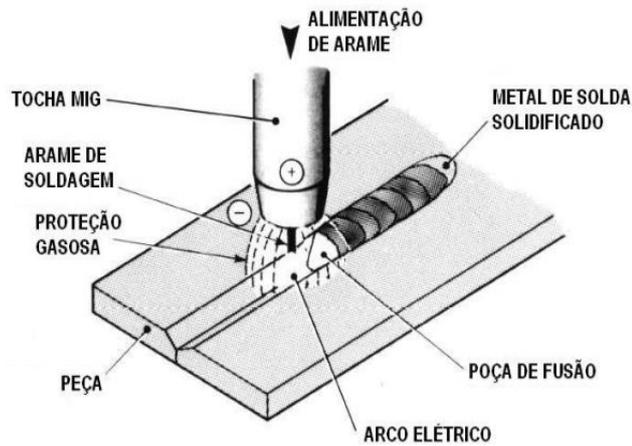


Figura 2.1 Processo básico de soldagem MIG-MAG (FORTES 2005).

2.2.1 Proteção gasosa

Um dos principais objetivos do gás de proteção é expulsar o ar atmosférico da zona de soldagem para evitar a contaminação da poça de fusão. Os principais contaminantes provenientes da atmosfera são os gases: nitrogênio, oxigênio e vapor de água. O nitrogênio, por exemplo, quando presente no metal solidificado diminui a ductilidade e a tenacidade da junta soldada, podendo até mesmo causar a fissuração. Já o oxigênio em excesso pode se combinar com o carbono da peça e/ou arame formando monóxido de carbono (CO) ficando aprisionado no metal de solda, causando o aparecimento de porosidades. Além disso, o oxigênio pode se combinar com outros elementos formando inclusões no momento da solidificação. Ambos os exemplos mostram a ação deletéria destes gases nas juntas soldadas, ou seja, contribuindo de maneira negativa nas propriedades mecânico/metalúrgicas.

A escolha do gás de proteção adequado para a soldagem é extremamente importante, pois o mesmo tem influência nos seguintes principais fatores:

- Modo de transferência do metal desde o eletrodo para a peça;
- Propriedades mecânico/metalúrgicas da junta soldada;

- Geometria e aparência da junta soldada;
- Estabilidade do arco e operacionalidade do processo. (MACHADO 1996).

Argônio, Hélio e suas misturas são usadas para materiais não-ferrosos, assim como para aço inoxidável e ligas de aço. O Argônio possui menor condutividade térmica que o Hélio; produzindo um plasma cujo núcleo se mantém a mais alta temperatura. Isso ajuda a produzir uma transferência estável axial de gotículas de metal de adição através do plasma com argônio para a peça.

Com metais ferrosos, entretanto, o Hélio quando usado como proteção gasosa pode produzir respingos e o argônio pode causar mordedura. Adicionando O₂(a cerca de 3%) ou CO₂ (a cerca de 9%) ao argônio minimiza-se os problemas. Aço-carbono e baixa liga são soldados com frequência utilizando CO₂ puro como proteção gasosa, por proporcionar alta velocidade de soldagem, boa penetração e baixo custo. Por outro lado, proteção com CO₂ produz um alto nível de respingos, por isso uma relativa baixa voltagem é utilizada para manter um arco curto enterrado na poça de fusão para assim minimizar os respingos (SINDO 2003).

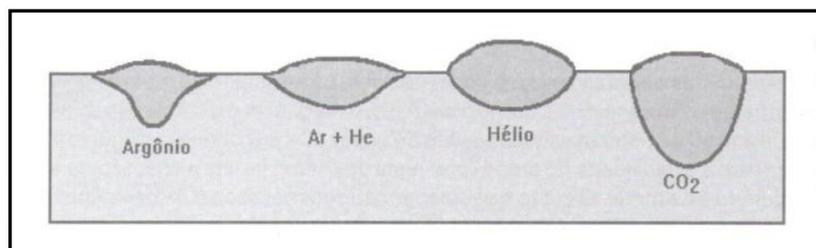


Figura 2.2 Mostra a influência de diferentes gases na geometria do cordão de solda (apud MULLER, 2010).

2.2.2 Arames

A escolha do arame de solda em combinação com o gás de proteção é de essencial importância para o sucesso da soldagem. A composição química do eletrodo (arames) deve ser selecionada para alcançar as propriedades desejadas no metal de solda. Logo, a combinação arame/gás determinam as propriedades físicas e químicas da solda.

Elementos de liga são introduzidos nos arames para auxiliar na desoxidação da poça de fusão o que conseqüentemente contribuirá para determinação das propriedades mecânicas. Desoxidação é a combinação de um elemento com o oxigênio da poça de fusão, resultando a formação de uma escória ou filme vítreo sobre a superfície do cordão de solda. Esse efeito reduz um dos principais problemas no metal de solda que é o aparecimento de porosidade.

Os desoxidantes mais comumente usados são: Silício, Manganês, Alumínio, Titânio, Zircônio e Carbono. Uma atenção especial deve ser dada ao carbono, pois é o elemento com maior influência nas propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas soldadas. Quando o teor de carbono do arame e/ou peça estiver acima de 12% o metal de solda perderá carbono na forma de CO, ocasionando o aparecimento de porosidades. Entretanto, elementos desoxidantes adicionais devem ser adicionados para inibir este efeito (FORTES 2005).

As especificações, A 5.18 e A 5.28, da AWS segue o seguinte formato a baixo para determinação dos arames para soldagem de aço.

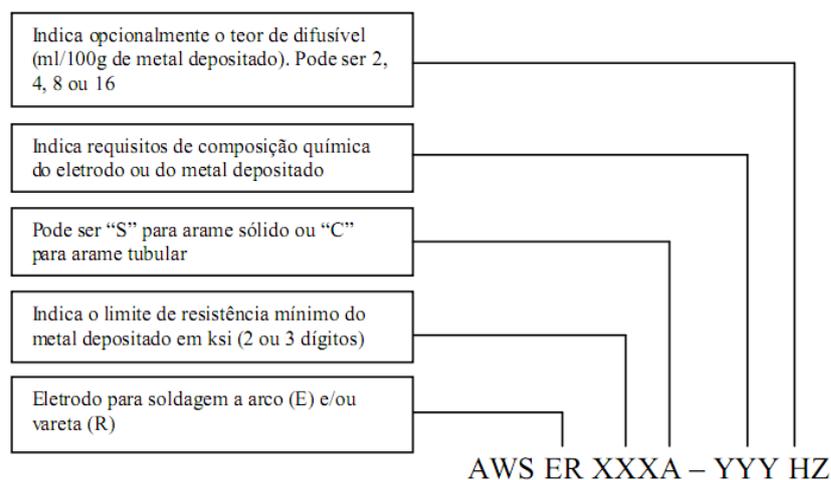


Figura 2.3 Especificações dos arames de soldagem.

2.2.3 Modos de Transferência do Metal

Basicamente no processo GMAW o metal de adição pode ser transferido para a poça de fusão de 3 maneiras básicas: curto-circuito(short-circuiting), globular(globular transfer) e aerossol(spray).

Curto-circuito: O metal fundido é transferido da ponta do eletrodo para a poça de fusão quando o eletrodo toca a superfície da poça, isto é, quando ocorre o curto-circuito. Esta

transferência ocorre a baixa voltagem e baixa corrente (21V, 200 A ou menos), utilizando um diâmetro de arame na faixa de 0,8mm a 1,2mm. Este processo permite uma poça de fusão de rápida solidificação sendo útil para soldagem de chapas finas em qualquer posição, de chapas grossas na posição vertical e sobrecabeça, e no preenchimento de largas espessuras (FORTES 2005).

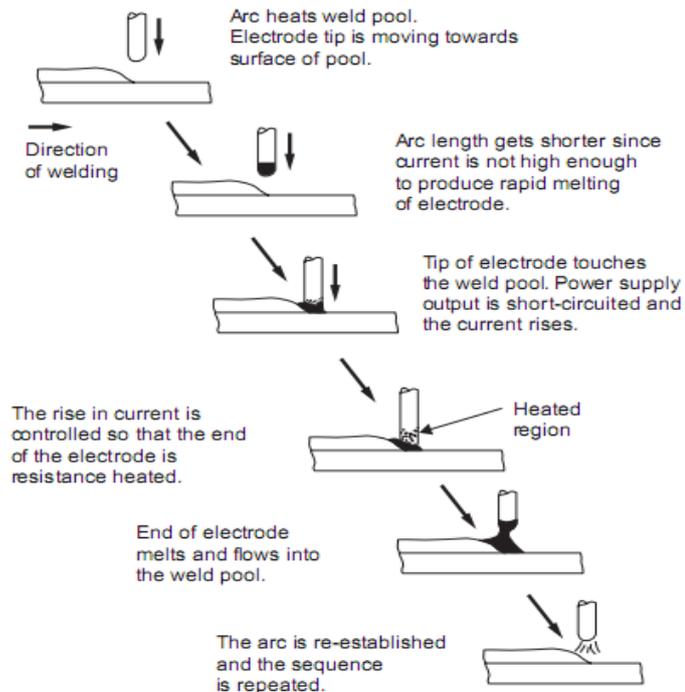


Figura 2.4 Mostra o processo esquemático de transferência do metal por curto-circuito (KHAN 2007).

Globular: Gotas de metal fundido com diâmetro normalmente maior que o do arame são transferidas através do arco sob a influência da gravidade. Esta forma de transferência ocorre quando a tensão e a corrente de soldagem ultrapassam aquelas recomendadas para o modo curto-circuito. Esse modo de transferência pode causar respingos e curto-circuitos ocasionais (FORTES 2005)

Aerossol: Acima de um valor crítico de corrente, pequenas gotas de metal fundido são transferidas através do arco sob a influência da força eletromagnética com uma frequência e velocidade muito mais alta que o modo globular. A transferência do metal é mais estável e livre de respingos. O valor da corrente crítica dependerá do material e diâmetro do arame e da composição química do gás de proteção (SINDO 2003).

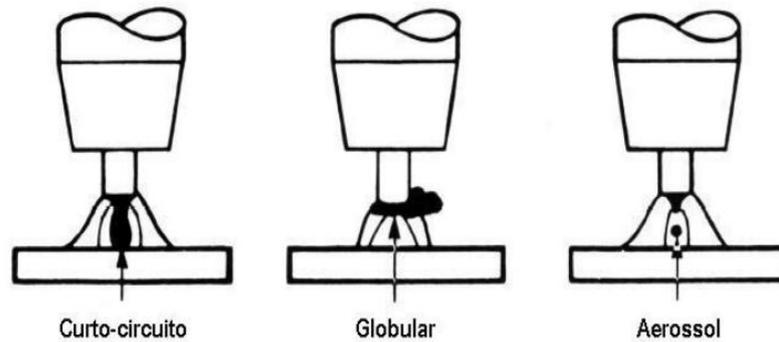


Figura 2.5 Modos de transferência do metal (FORTES 2005).

2.3 Aços ARBL (Alta resistência e Baixa liga)

Aços de alta resistência e baixa liga, conhecidos pela sigla ARBL (ou HSLA- high strength low alloy- em inglês) são definidos do seguinte modo: aços específicos com composição química especialmente desenvolvida para proporcionar mais altos valores de propriedades mecânicas, e, em alguns casos melhor resistência à corrosão atmosférica do que aquela obtida em aços carbono convencionais. São produzidos com maior ênfase nas propriedades mecânicas do que na composição química. Por outro lado, não podem ser considerados aços de alta liga, pois os teores de elementos de liga adicionados aos aços ARBL são muito mais baixos do que em aços de outras categorias, como aços inoxidáveis, aços ferramenta e etc. Os principais elementos de liga adicionados a este tipo de aço são: Mn, Nb, V, Ti, Co, Al, Cu e Cr.

Aços ARBL podem ser produzidos na condição de laminados com resistência ao escoamento na faixa de 290 a 550 MPa e resistência à tração na faixa de 415 a 700 MPa. Por causa de seu baixo teor de carbono apresentam excelente soldabilidade. Os graus de classificação de aços ARBL são definidos pelos níveis de resistência ao escoamento e não pela composição química (WILLIAM 1981).

As microestruturas de muitos aços ARBL caracterizam-se pela presença de ferrita e perlita, mas alguns outros aços dessa categoria apresentam outros tipos de microestrutura, como ferrita-bainita, martensita temperada ou bainita. Os aços bainíticos já constituem uma categoria à parte (PICKERING 1978).

Os mecanismos de endurecimento utilizados nos aços ARBL incluem:

- a) refino de grão;
- b) precipitação;
- c) aumento da densidade de discordâncias;
- d) endurecimento por solução sólida.

A sua produção pode envolver:

- a) pequenas adições de elementos formadores de carbeto e nitreto (microligantes);
- b) laminação controlada;
- c) resfriamento controlado;
- d) controle de forma de inclusões.

2.3.1 Endurecimento por Refino do Tamanho de Grão

O refino do tamanho de grão da ferrita poligonal aumenta a resistência ao escoamento e ainda reduz a temperatura de transição de impacto. Neste aspecto o mecanismo de endurecimento por refino de grão é único e conseqüentemente é o mecanismo de endurecimento mais desejável. Isso explica o frequente uso de aços com grãos refinados, como, por exemplo, através de adições de alumínio e nitrogênio ou de nióbio. Entretanto, o refino de grão em geral só é obtido na condição de normalizado, embora o uso da laminação controlada ajude a superar essa desvantagem. (PICKERING 1978).

2.3.2 Endurecimento por Solução Sólida

Elementos solutos aumentam tanto a resistência ao escoamento quanto a resistência à tração, e seu efeito depende da diferença de tamanho de átomo entre o soluto e o ferro (solvente).

Os efeitos dos solutos substitucionais na resistência mecânica são geralmente pequenos e seria antieconômico tentar usá-los deliberadamente. Por outro lado, solutos

intersticiais são endurecedores potencialmente mais efetivos, mas sua solubilidade é limitada e assim eles não podem ser amplamente usados.

Ambos os tipos de soluto, intersticiais e substitucionais são, com exceção do níquel, nocivos às propriedades de impacto, especialmente os solutos intersticiais. Solutos podem acarretar outros efeitos, como alterar a razão ferrita-perlita, refinar o tamanho de grão da ferrita pelo decréscimo da temperatura de transformação no resfriamento (exemplo: manganês), produzindo efeitos de precipitação (exemplo: carbono e nitrogênio) e retirando os intersticiais de solução (exemplo: alumínio). Este último efeito é muito benéfico para as propriedades de impacto. Assim, excelentes propriedades de impacto são obtidas em aços tratados ao alumínio.

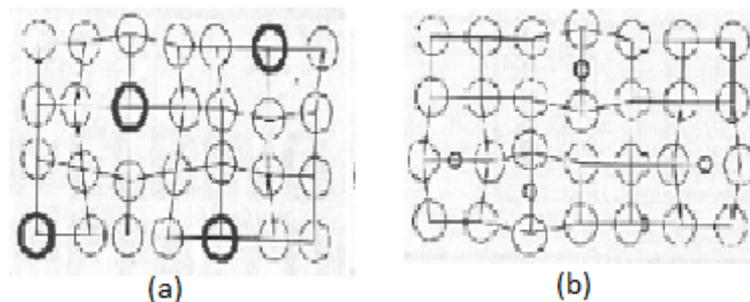


Figura 2.6 Substituição sólida substitucional(a) e solução sólida intersticial(b) (FORTES 2004).

2.3.3 Endurecimento pelo Aumento da Densidade de Discordâncias

A resistência ao escoamento está relacionada com a densidade de discordâncias é diretamente proporcional à raiz quadrada da densidade de discordâncias.

Ao reduzir a temperatura de transformação pela adição de elementos de liga ou pelo aumento da taxa de resfriamento, refina-se o grão e aumenta-se a densidade de discordâncias. Esta maior densidade de discordâncias aumenta a resistência ao escoamento em cerca de 50 MPa. Não é possível reduzir muito a temperatura de transformação, pois nesse caso seriam formadas microestruturas com bainita acicular, que são nocivas às propriedades de impacto. Assim, é necessário limitar tanto o teor de manganês quanto a taxa de resfriamento, e quanto mais rápida a taxa de resfriamento, menor a quantidade de manganês que pode ser

acomodada. Além disso, a interação de discordâncias com átomos de soluto pode acarretar endurecimento adicional, especialmente se o teor de intersticiais é aumentado por taxas de resfriamento mais rápidas. Todos esses efeitos acarretam queda de tenacidade ao impacto.

2.3.4 Endurecimento por Precipitação

Efeitos de precipitação aumentam muito a resistência mecânica mas reduzem a resistência ao impacto. Durante o desenvolvimento de aços ARBL passou-se a combinar o endurecimento por precipitação com o refino de grão, através do uso do nióbio, do vanádio ou do titânio. A efetividade destes elementos depende da sua solubilidade na austenita, que controla o quanto pode ser dissolvido e assim estaria disponível para a precipitação. Para os teores normalmente utilizados, ou seja, 0,03 % de nióbio ou 0,10 % de vanádio, invariavelmente existem algumas partículas não dissolvidas nas temperaturas convencionais de normalização, que proporcionam refino de grão da austenita e, assim, na transformação, grãos finos de ferrita. Estas partículas não proporcionam endurecimento por precipitação. No resfriamento precipitados de V_4C_3 ou $Nb(CN)$ se formam na interface ferrita-austenita durante a transformação (precipitação interfase), que produz fileiras de precipitados pequenos efetivamente endurecedores. Devido à maior solubilidade do V_4C_3 comparado com o NbC , os aços ao vanádio podem endurecer por precipitação com temperaturas convencionais de normalização, tais como 950 °C, ao contrário dos aços ao nióbio, porque a solubilidade do NbC a 950 °C é muito limitada.

A taxa de resfriamento também afeta a intensidade do endurecimento por precipitação ao alterar a temperatura de transformação. Taxas de resfriamento rápidas (embora ainda mantendo a microestrutura de ferrita e perlita) podem evitar a precipitação. Isso é utilizado na laminação controlada de tiras, sendo o nióbio utilizado amplamente para evitar crescimento de grão durante a soldagem. Taxas de resfriamento intermediárias acarretam máximo endurecimento por precipitação, enquanto baixas taxas de resfriamento levam ao superenvelhecimento, que juntamente com o tamanho de grão grosseiro produzido pela elevada temperatura de transformação, resultam em baixas resistências, mecânica e ao impacto.

2.3.5 Laminação Controlada e Resfriamento Controlado de Aços ARBL

No caso de aços submetidos a laminação controlada é fundamental deformar no grau correto e garantir a temperatura de acabamento correta, de modo a garantir grãos finos recristalizados de austenita. Ao retardar a recristalização, o nióbio pode permitir a formação de grãos grosseiros não recristalizados de austenita, com efeitos prejudiciais. Entretanto, desde que a temperatura de acabamento da laminação seja baixa, e o grau de deformação elevado, grãos finos de ferrita serão formados mesmo que a austenita não tenha recristalizado. Isso ocorre porque são produzidos grãos alongados de austenita, e a ferrita nucleada nos contornos permanece em grãos finos por causa da interferência dos grãos adjacentes que dificultam o crescimento desses grãos. A ferrita também pode se nuclear em subestruturas de deformação na austenita e, possivelmente em partículas de segunda fase quaisquer. Se o grau de deformação for baixo, os grãos de austenita não ficam tão alongados e finos, e o resultado tanto pode ser a formação de grãos grosseiros de ferrita quanto de bainita, prejudicando as propriedades mecânicas (PICKERING 1978).

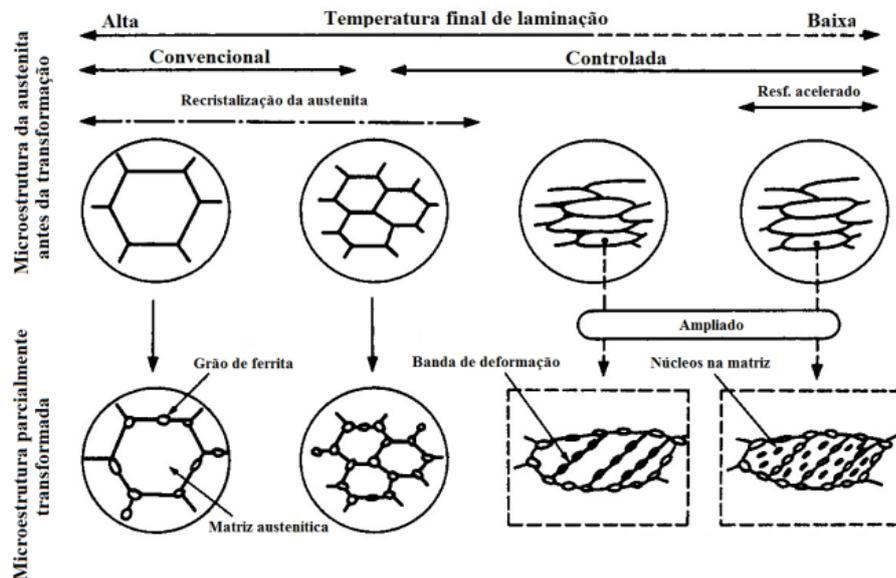


Figura 2.7 Mudanças microestruturais observadas em aço baixo carbono obtidas através da laminação convencional e laminação controlada(Adaptado de KRAUSS 2005).

Durante a maior parte da laminação controlada toda a deformação ocorre na austenita. Se a laminação é realizada no campo bifásico austenita-ferrita, acarreta algumas consequências, não todas desejáveis. A laminação de aços ARBL no campo bifásico pode aumentar muito a resistência mecânica, mas esse ganho é acompanhado por aumentos na

temperatura de transição de impacto em amostras com entalhe, devido à subestrutura de discordâncias retida na ferrita. Ao contrário, quando a temperatura de acabamento é reduzida no campo austenítico, a resistência ao escoamento resultante aumenta e a temperatura de transição diminui por causa do refino de grão. (WILLIAM 1981).

A taxa de resfriamento é importante, mesmo no caso de microestrutura ferrítico-perlítica, porque afeta a temperatura de transformação e, assim, o tamanho de grão da ferrita. O desenvolvimento de práticas industriais de resfriamento por água no trem de laminação permitiu a produção de tiras com até 10 mm de espessura com tamanho de grão bem fino e resistência ao escoamento de até 425 MPa. Para evitar o resfriamento acelerado que produziria bainita ou outros produtos de transformação acicular, o tamanho de grão austenítico como laminado deve ser muito fino. Assim, os melhores resultados são obtidos com aços com grãos refinados que tenham sido submetidos a laminação controlada e então ao resfriamento acelerado. Os aspectos mais importantes a serem considerados no processo de resfriamento controlado estão relacionados principalmente com a temperatura de bobinamento da chapa que:

- (a) não deve ser muito alta, para evitar o crescimento do grão de ferrita, embora o nióbio reduza o crescimento de grão;
- (b) não deve ser tão alta que permita o superenvelhecimento de qualquer precipitado endurecedor, embora o carbeto NbC demore mais do que o carbeto V₄C₃ a atingir o superenvelhecimento;
- (c) não deve ser tão baixa a ponto de que o resfriamento acelerado produza bainita. (PICKERING 1978).

Baseado na observação dos constituintes do metal de solda com microscópio ótico, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) elaborou um sistema de classificação que se tornou o mais aceito atualmente. Os constituintes podem ser classificados como:

- Ferrita de contorno de grão;
- Ferrita piligonal intragranular;
- Ferrita com segunda fase alinhada;
- Ferrita com segunda fase não alinhada;
- Ferrita acicular
- Agregado ferrita-carboneto;
- Martensita.

2.4.1.1 Ferrita de contorno de grão

É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita. Cristais de ferrita nucleiam nos contornos de grão da matriz austenítica, em elevadas temperaturas (800-850°C), crescendo preferencialmente ao longo destes contornos, sem um aumento expressivo da espessura. Devido a esta característica, uma grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em soldas que devem apresentar elevada resistência a fratura por clivagem (fratura frágil).

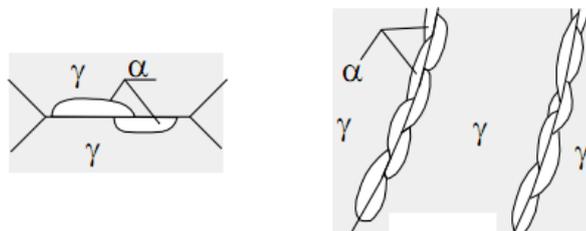


Figura 2.9 Desenho esquemático da ferrita no contorno de grão (MODENESI 2009).

2.4.1.2 Ferrita poligonal intragranular

Se a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita.

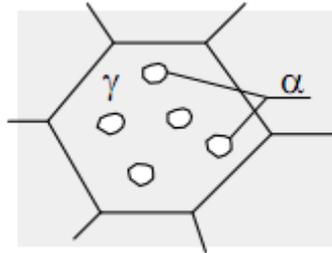


Figura 2.10 Morfologia da ferrita poligonal intragranular (MODENESI 2009).

2.4.1.3 Ferrita com segunda fase alinhada

Ferrita com segunda fase alinhada ou placas laterais de Widmanstatten, ocorre na forma de placas (na forma de agulhas em seções transversais) que crescem para dentro dos grãos da matriz a partir dos contornos de grão. Placas laterais primárias (Figura 2.10-a) crescem diretamente a partir dos contornos de grão. *Placas laterais secundárias* (Figura 2.10-b) crescem a partir de cristais de outra morfologia da mesma fase. Placas laterais secundárias de ferrita são observadas com mais frequência do que placas laterais primárias.

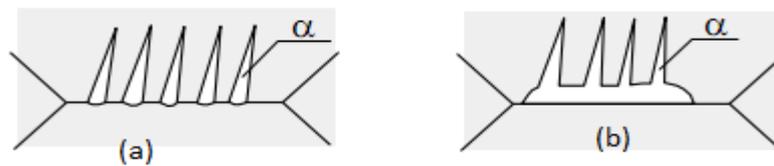


Figura 2.11 Morfologia da ferrita com segunda fase alinhada (MODENESI 2009).

2.4.1.4 Ferrita com segunda fase não alinhada

Segundo o IIW, esta fase é formada por ferrita envolvendo completamente ou (a) “microfases” (carbonetos ou o constituinte austenita-martensita) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou (b) grãos de ferrita acicular. Este constituinte parece ser uma forma atípica de bainita, embora possa resultar simplesmente de um corte particular de pacotes de bainita (a microestrutura se desenvolve em três dimensões e o que se observa no microscópio é apenas um corte desta em duas dimensões).

2.4.1.5 Ferrita acicular

A nucleação da ferrita acicular ocorre de forma heterogênea, no interior dos grãos de austenita, em sítios como inclusões(ou próximo a estas), precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos. Os grãos aciculares têm espessura da ordem de $2\mu\text{m}$, elevada razão entre o seu comprimento e largura (entre 2 e 10) e contornos de grão de grande ângulo. Entre os grãos, podem existir carbonetos ou outros microconstituintes ricos em carbono. Devido ao seu pequeno tamanho de grão e diferença de orientação cristalina entre os grãos, este constituinte é considerado o melhor para garantir uma tenacidade elevada para o metal de solda de aço com limite de escoamento em torno de 500MPa. (MODENESI 2009).

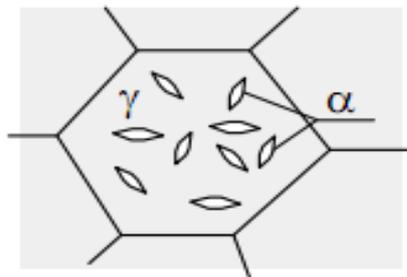


Figura 2.12 Morfologia da ferrita acicular (MODENESI 2009).

2.4.1.6 Agregado ferrita-carboneto

Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte austenita-martensita, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas. Para o metal de solda baixo carbono e baixa liga, esses constituintes aparecem em pequena quantidade.

2.4.1.7 Martensita

Em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto. Certos aços baixa liga, com baixo teor de carbono (em torno de 0,1%), apresentam uma alta temperatura M_s ($> 300^\circ\text{C}$). Neste caso, algum carboneto pode ser formado durante o resfriamento, diminuindo a super-saturação de carbono na martensita. Esta forma de constituinte (martensita auto-revenida) tem uma estrutura semelhante à bainita inferior e é considerada como tendo uma boa resistência à fratura frágil. (Modenesi: Soldagem dos Aços Transformáveis).

Duas formas de martensita podem ser observadas dependendo da quantidade de carbono presente no aço. A martensita pode aparecer na forma de placas e em ripas. A figura 6 mostra um diagrama onde podemos prever a formação de cada tipo de martensita em função da porcentagem de carbono e da temperatura de formação da martensita (M_s).

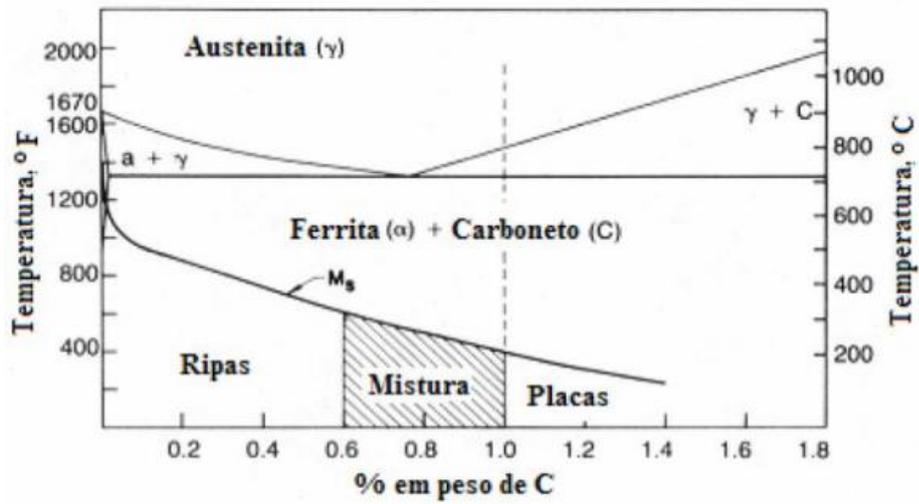


Figura 2.13 Diagrama Fe-C mostrando a morfologia da martensita em função do percentual de carbono e temperatura(Adaptado de Krauss 2005).

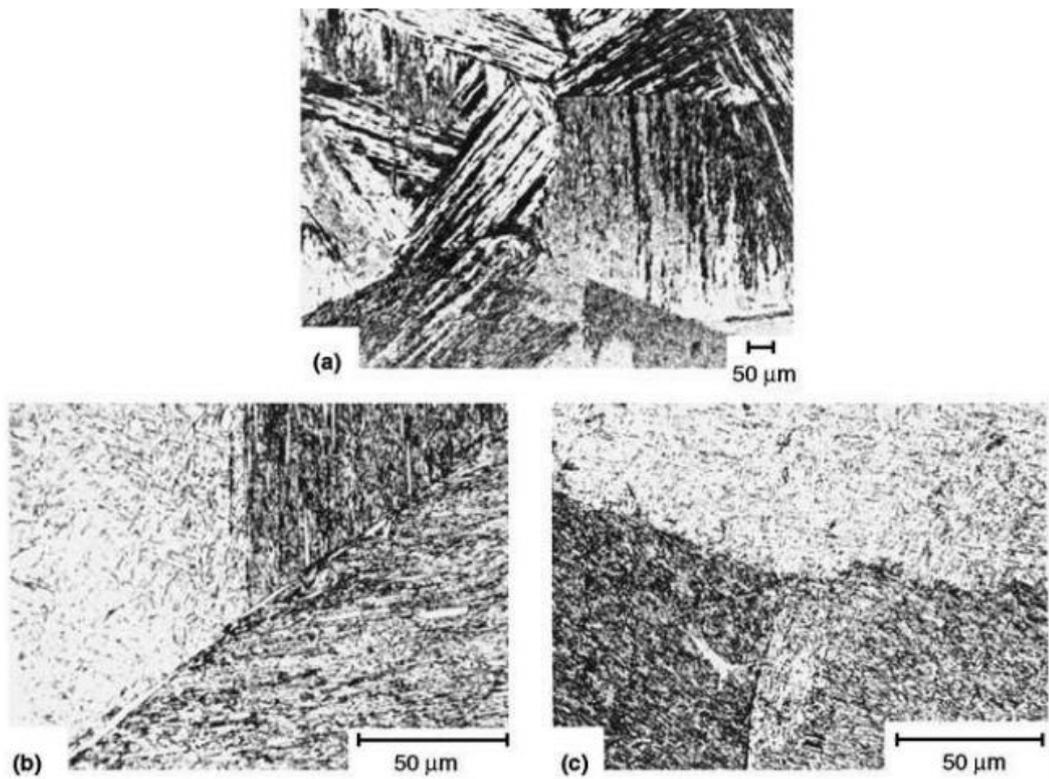


Figura 2.14 Martensita em ripas com (a) Fe-0,2%C, (b) Fe-0,4%C e Fe-0,6%C (KRAUSS 2005).

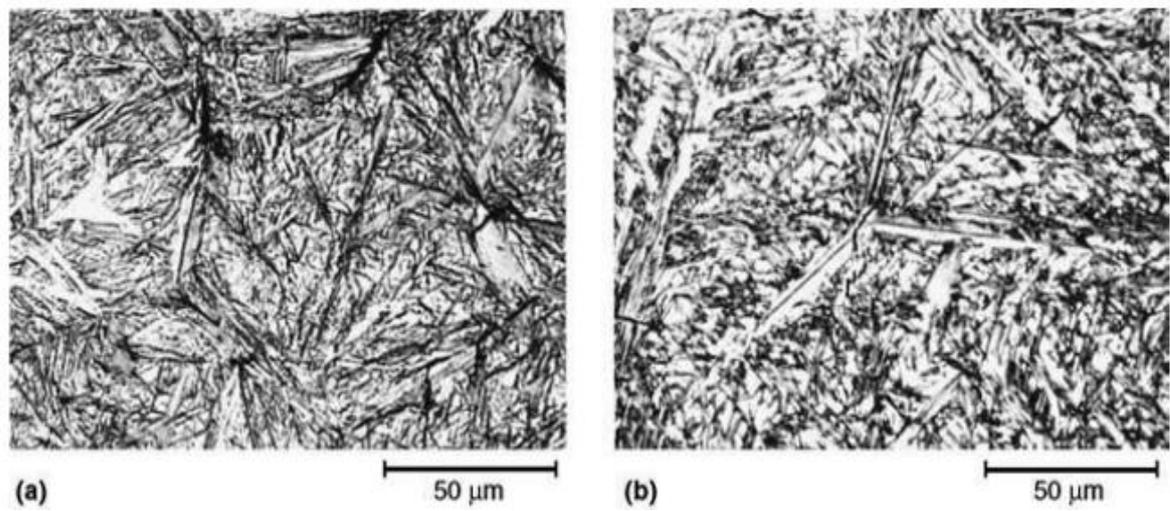


Figura 2.15 Martensita em placas e austenita retida (parte em branco) com (a) Fe-1,22%C e (b) Fe-1,4%C (KRAUSS 2005).

3.0 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 Materiais Analisados

Foram analisados os materiais LN 380 da Usiminas e Domex 700 fabricado pela SSAB. Foram utilizadas 4 chapas (2 chapas para cada tipo de material) com 300mm de comprimento (sentido de laminação), 1300mm de largura e 8 mm de espessura. Ambas as chapas pertencem ao grupo de materiais ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga). A composição química e as propriedades mecânicas fornecidas pelas fabricantes aparecem nas tabelas a baixo.

Tabela 3.1 Composição química.

Elemento Químico	% C máx.	% Si máx.	% Mn máx.	% P máx.	% S máx.	% Al min.	% Nb máx.	%V máx.	%Ti máx
Domex 700	0,12	0,1	2,10	0,025	0,010	0,015	0,090	0,20	0,15
LN 380	0,12	0,30	1,10	0,030	0,030	0,010	0,040	-	≥,020

Tabela 3.2 Propriedades mecânicas.

Propriedade	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	% mín. de alongamento
DOMEX 700	700	750 a 900	12
LN 380	380 a 540	460 a 620	20

3.2 Processo de Soldagem

As chapas foram unidas através do processo mecanizado MAG. Este processo mecanizado consiste na utilização de um equipamento chamado “tartaruga” para efetuar o cordão de solda. Com o auxílio da “tartaruga” é possível manter constante a velocidade e o comprimento de arco durante a soldagem.

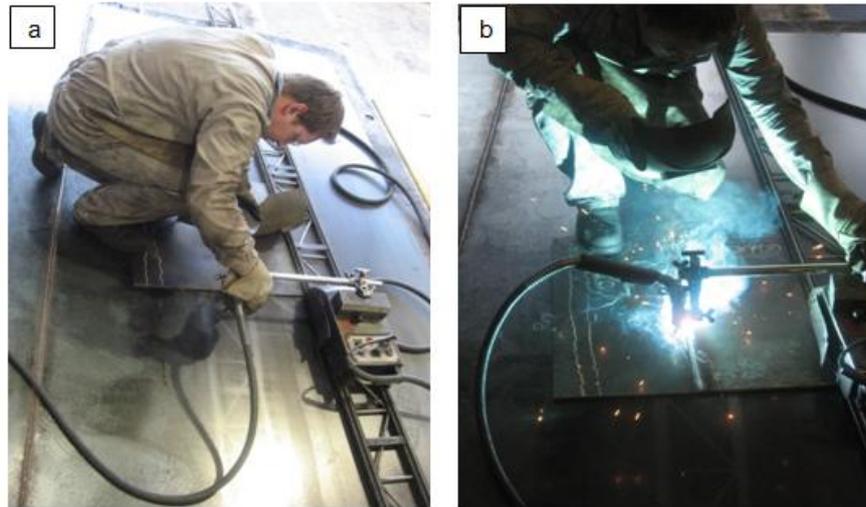


Figura 3.1 Operador posicionando a tartaruga (a); Soldagem das chapas usando a tartaruga (b).

Primeiramente foi feito chanfro em V nas chapas, conforme ilustrado na Figura 3.2, para facilitar o processo de união dos materiais. Antes de soldar, as chapas foram limpas para evitar a contaminação do cordão de solda por óleo e sujeira proveniente do processo de chanfragem.

Depois de limpar, o soldador ponteou as chapas no lado contrário onde foram feitos os chanfros, para evitar o efeito da distorção durante a soldagem, ou seja, evitar que as chapas se abrissem durante a soldagem no lado do chanfro. Após realizado este primeiro passe, virou-se as chapas e com o auxílio de uma esmerilhadeira o operador abriu um pequeno chanfro (Figura 3.2) manualmente ao longo de toda a extensão das chapas para garantir penetração total e o encontro dos cordões de solda.

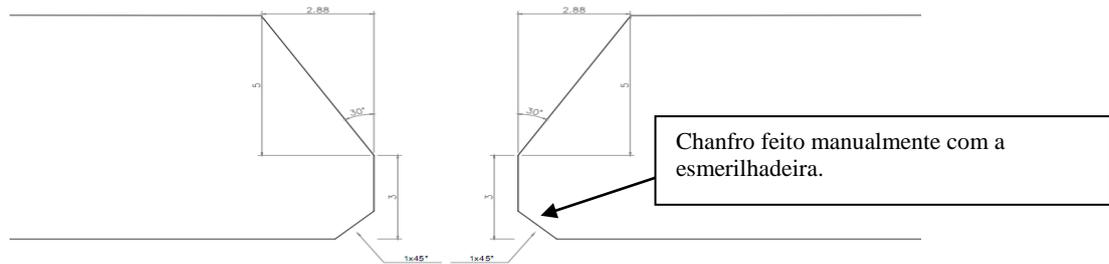


Figura 3.2 Desenho mostrando os chanfros feitos nas chapas.

Neste trabalho foram utilizados os arames sólidos ER 70S-6 e ER 80S-G da fabricante ESAB com 1,2 mm de diâmetro para efetuar a união das chapas dissimilares. A composição química do metal de adição fornecida pela fabricante é apresentada na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 Composição química dos consumíveis.

Elemento Químico	% C máx.	% Si máx.	% Mn máx.	% Mo máx.	% Cr máx.
ER 70S-6	0,08	0,90	1,50	—	—
ER 80S-G	0,10	0,60	1.10	0,50	1,20

3.2.1 Parâmetros de Soldagem

Foi utilizado como proteção gasosa do arco uma mistura de 80% Argônio e 20% CO₂ com vazão de 15 L/min. A corrente era contínua de 150 A, polaridade positiva e a voltagem foi de 28,8 V. A “tartaruga” foi regulada com uma velocidade de soldagem de 40 cm/min e com distância do bico à peça de 15 mm. Foram usados os mesmos parâmetros de soldagem para ambos os consumíveis.

3.3 Preparação dos Corpos de Prova

Foram retiradas amostras para ensaio de tração dos metais base e tração da junta soldada (o cordão estava no centro dos corpos de prova). Também foram extraídos corpos de prova para análise metalográfica de ambos os materiais base (LN380 e DOMEX 700) e das juntas soldadas.

Os corpos de prova para ensaio de tração foram inicialmente cortados numa serra fita com as dimensões próximas das dimensões finais (Figura 3.6 a) e após esta etapa eles foram usinados numa fresadora CNC. Os corpos de prova utilizados para ensaio do metal base (Figura 3.3) foram preparados conforme a norma NBR ISO 6892. Já os corpos de prova usinados para ensaio da junta soldada seguem a norma ASME IX 150/160 (Figura 3.4) O material separado para análise metalográfica foi cortado utilizando um disco de corte e lubrificação.

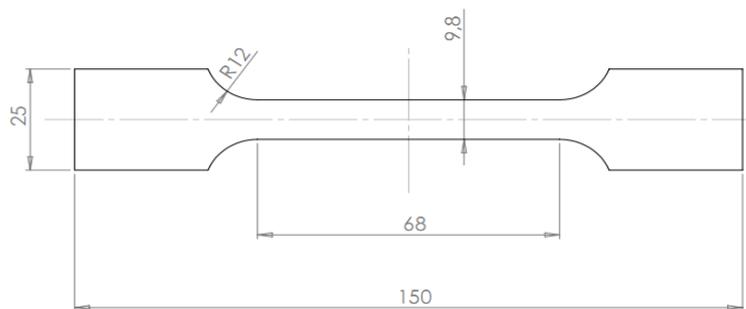


Figura 16 Desenho utilizado para fabricação dos corpos de prova para ensaio de tração do metal base.

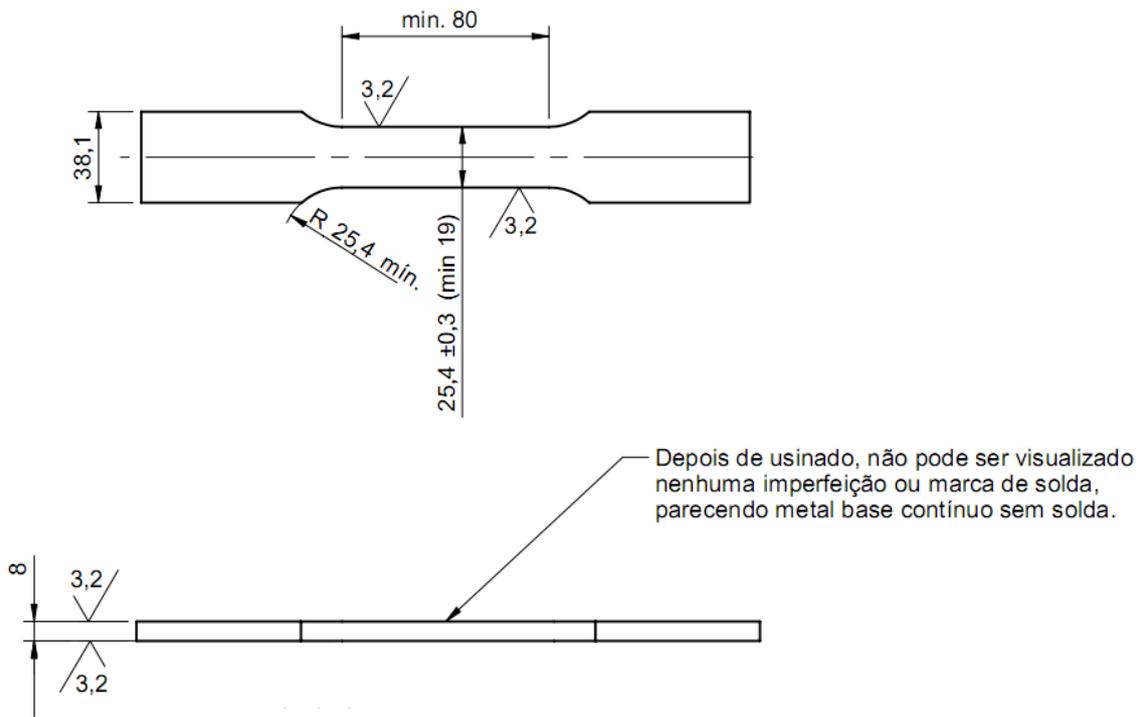


Figura 17 Desenho utilizado para fabricação dos corpos de prova para ensaio da junta soldada.



Figura 3.5 Corpos de prova para ensaio de tração dos metais base.

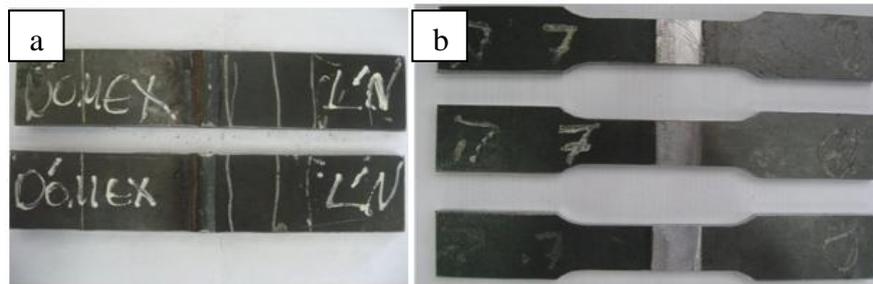


Figura 3.6 (a) Cp's após serem cortados na serra fita. (b) Cp's da junta soldada para ensaio de tração.

3.4 Metalografia e Microdureza

Dois corpos de prova referentes a deposição com diferentes arames, foram cortados no sentido transversal ao cordão de solda e embutidas a frio para análise da macroestrutura e microestrutura. Posteriormente, utilizando as mesmas amostras, foi realizado perfil de dureza Vickers. Os ensaios foram realizados no Laboratório de Metalurgia Física pertencente a UFRGS.

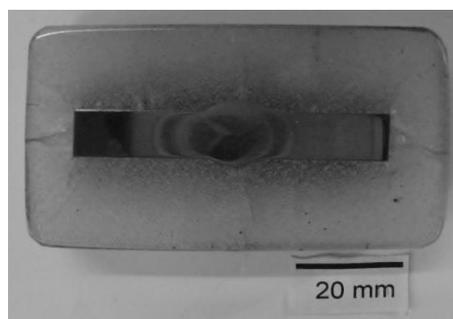


Figura 3.7 Corpo de prova embutido a frio para análise metalográfica.

3.4.1 Macrografia

Para a macrografia os cp's foram lixados obedecendo a seguinte ordem de granulometria das lixas: 120, 220, 320 e 400 mesh. Após terminada esta etapa as amostras foram atacadas com Nital 5% durante 10 segundos. O objetivo desta análise é realizar uma

inspeção visual a fim de verificar a zona termicamente afetada e se houve penetração total nas juntas soldadas.

3.4.2 Micrografia

Terminada a macrografia continuou-se lixando as amostras com as lixas de 600 e 1200 mesh e na sequência realizou-se o polimento em feltro com pasta de diamante de 4 microns e 1 micron de granulometria. As superfícies então foram atacadas com Nital 2%, com tempo de imersão de 10 segundos.

Depois de atacadas, as amostras foram analisadas através de um microscópio óptico com o intuito de identificar as microestruturas dos metais base, zona termicamente afetada e o metal de solda.

3.4.3 Perfil de Dureza

A partir das amostras polidas usadas na macrografia e micrografia foi realizado um perfil de microdureza Vickers. Foram realizadas duas linhas de perfis horizontais passando pelo Domex 700, ZAC, metal de adição, ZAC e LN 380. Outra medição foi feita no perfil vertical passando somente pelo metal de adição, os perfis podem ser visualizados na Figura 3.8. O equipamento utilizado foi um perfilômetro automático modelo Tukon 2100 B da fabricante Instron (Figura 3.9). A carga utilizada foi de 300g aplicada sobre a superfície durante 10 segundos e com distância entre pontos de 0,2 mm.

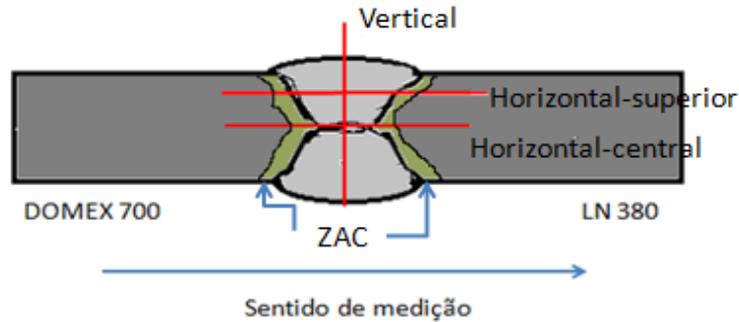


Figura 18 Desenho esquemático das linhas onde foram realizados os perfis de dureza.



Figura 3.9 Equipamento Instron modelo Tukon 2100 B utilizado para medição do perfil de microdureza.

3.5 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração do material base foram realizados no grupo GEM (Grupo de Ensaios Mecânicos) pertencente ao laboratório LAMEF-UFRGS. Este ensaio visou caracterizar as propriedades mecânicas dos metais base para comparar com os resultados fornecidos pelas fabricantes.

Os ensaios de tração foram conduzidos em um ambiente com temperatura de 23 graus. Instron 5585 H (Figura 5.10) foi a máquina eletromecânica utilizada neste procedimento com uma taxa de carregamento de 0,4mm/min.

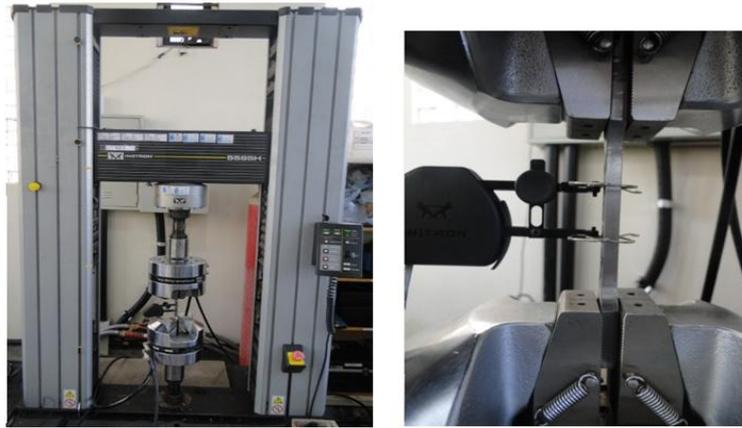


Figura 3.10 Máquina eletromecânica onde foram realizados os ensaios de tração.

Os ensaios de tração para analisar as propriedades mecânicas das juntas soldadas foram feitas no laboratório de qualidade da empresa Randon Implementos. Foi utilizada uma máquina universal de ensaio de tração/compressão Wolpert(Figura 3.11) com uma taxa de carregamento de 9mm/min.



Figura 3.11 Máquina de ensaio de tração/compressão Wolpert.

3.6 Análise Química

A composição química dos metais base e dos arames foram realizados em um espectrômetro de emissão ótica Spectro Lab (Figura 3.12).

As amostras para análise química dos metais base foram retiradas antes do processo de soldagem. Para analisar quimicamente os arames utilizados neste trabalho, se depositou quatro camadas de metal de solda sobre uma chapa de aço. As camadas foram feitas no sentido horizontal e vertical intercalando-se entre si. O objetivo deste procedimento é evitar o efeito da diluição do metal base com o metal de solda, que ocasionaria um erro na análise química dos arames.



Figura 3.12 Espectrômetro de emissão ótica Spectro Lab.

4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Composição Química

Tabela 4.1 Resultado da composição química dos materiais analisados.

Elemento Químico	% C	% Si	% Mn	% P	% S	% Al	% Nb	% V	% Ti
Domex 700	0,0655	0,0584	2,01	0,0121	0,00180	0,0377	0,0602	0,0140	0,107
LN 380	0,0906	0,0220	0,991	0,0223	0,00450	0,0522	0,0321	–	0,001

Comparando a Tabela 4.1 com os valores máximos fornecidos pelas fabricantes (Tabela 3.1), observamos que todos os elementos químicos estão dentro do estabelecido, ou seja, não aparece nenhum elemento fora do especificado que possa interferir na microestrutura da junta soldada.

Podemos ver na que a concentração de Nb, V e Ti no Domex é superior quando comparado com o LN 380. Estes elementos atuam como refinadores de grão além de formar carbonetos e nitretos proporcionando melhores propriedades mecânicas ao Domex 700.

O LN 380 apresenta 1,2% em massa de elementos de liga e outros elementos e 98,8% de Fe. Já o Domex 700 possui 2,5% em massa de elementos de liga e outros elementos e 97,5% de Fe.

A Tabela 4.2 apresenta o resultado da análise química referente aos arames utilizados neste trabalho. O arame ER 70S-6 apresenta quantidade de carbono acima do informado pelo fabricante (Tabela 3.3), porém os outros elementos se encontram dentro do estabelecido. Os elementos presentes no arame ER 80S-G apresentam-se todos dentro do especificado conforme a Tabela 3.3, porém a porcentagem de Mo se encontra muito abaixo do esperado. Ambos os arames apresentam quantidade significativa de Ni e Cu. Elementos que, respectivamente, aumentam a resistência mecânica e dureza da ferrita e fornece resistência a corrosão atmosférica (SOUZA 1989).

A composição química completa tanto dos metais base quanto dos arames utilizados estão no Anexo.

Tabela 4.2 Resultados da composição química dos arames.

Elemento Químico	% C	% Si	% Mn	% Mo	% Cr
ER 70S-6	0,107	0,568	1,21	-	0,0206
ER 80S-G	0,0950	0,516	1,00	<0,005	0,0383

4.2 Macrografia

A macrografia (a) da Figura 4.1, o qual a junta foi soldada usando o arame ER 70S-6, mostra que houve penetração total garantindo as propriedades mecânicas da junta unida. No entanto, na macro (b) onde foi utilizado o arame ER 80S-G para deposição, observamos que ocorreu um desalinhamento entre os cordões de solda o que pode ter gerado a falta de penetração total da junta. O defeito da falta de penetração está ilustrado na Figura 4.1(b) através de uma elipse. A linha transversal preta em ambas as macrografias foram colocadas para melhor visualização do desalinhamento que ocorreu na macrografia (b).

Na macrografia (b) também podemos observar um reforço excessivo do cordão de solda na parte inferior da imagem (correspondente a segunda etapa do processo de soldagem). Este reforço excessivo quando observado na prática, pode ser um concentrador de tensões e assim contribuir para uma possível falha da junta em serviço. Nesta mesma macrografia visualiza-se uma linha de segregação na parte central da chapa de aço Domex 700, proveniente das condições peculiares de solidificação do semiproduto que lhe deu origem (OGATA 2009).

Em ambas as macrografias podemos visualizar o crescimento epitaxial do metal de solda a partir do metal base. Segundo Savage (Welding Journal 1965) em estudos realizados, os grãos na zona de fusão se formam como um prolongamento dos grãos do metal base sem a necessidade da nucleação de novos grãos.

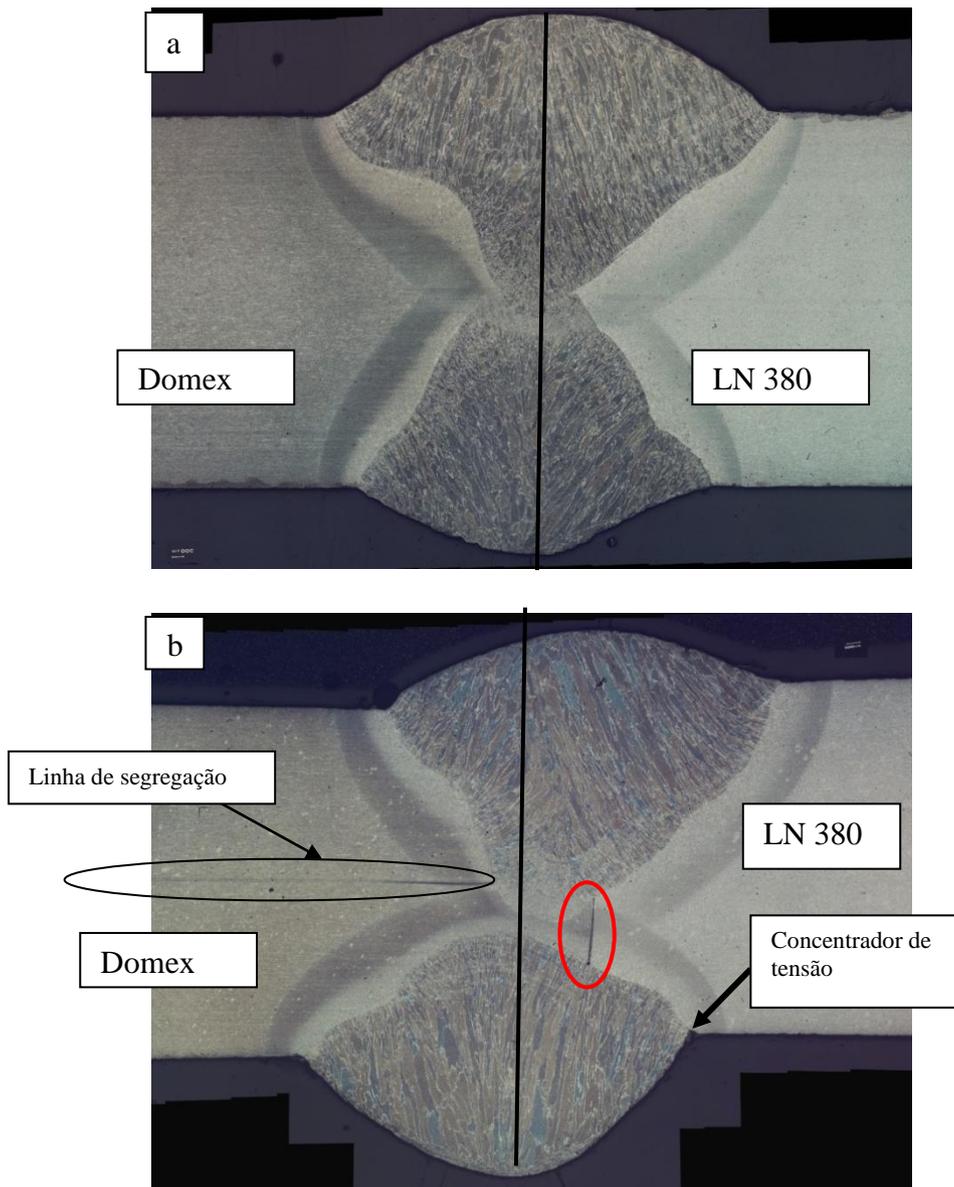


Figura 19 Macrografia (a) referente a junta soldada com o arame ER 70S-6. Macrografia (b) mostra a junta unida com o arame ER 80S-G.

4.3 Micrografia

Nesta sessão serão apresentadas as micrografias referentes as juntas unidas com diferentes arames de deposição. As macrografias (a) e (b) da Figura 4.2 referem-se aos arames ER 70S-6 e ER 80S-G, respectivamente. As micrografias que seguem abaixo, apresentam no seu canto superior esquerdo um número referente a posição onde foi feita a análise. As posições estão representadas esquematicamente na Figura 4.2.

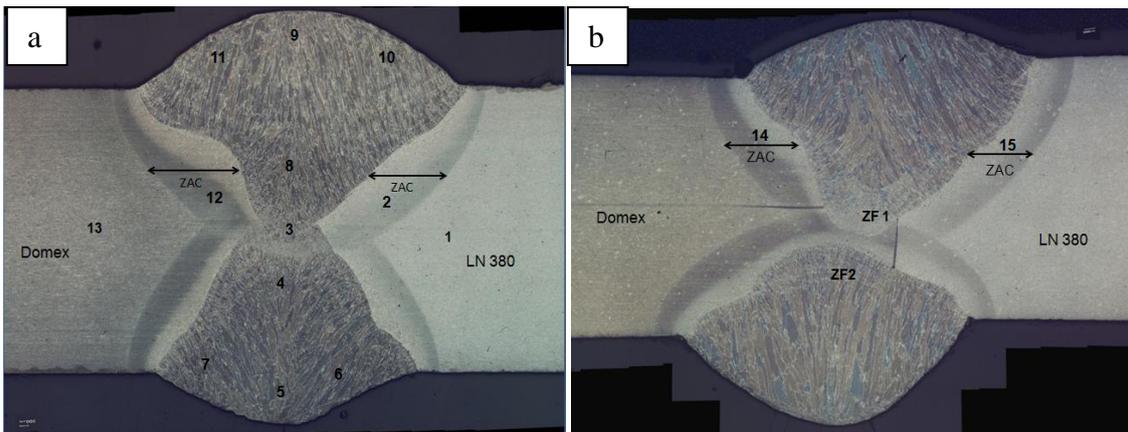


Figura 20 Macrografias representando esquematicamente onde foram feitas as micrografias.

Na Figura 4.3 podemos ver a microestrutura do metal base Domex 700. Esta microestrutura é composta basicamente por grãos irregulares finos de ferrita alongados no sentido de laminação, devido ao processo termomecânico que este material é submetido e a presença de precipitados. A identificação dos precipitados presentes se torna difícil devido ao ataque realizado, porém podemos ver claramente precipitados de nitrato de titânio e um pouco de perlita (região escura) na matriz. O ideal seria utilizar outro ataque para melhor identificação dos compostos.

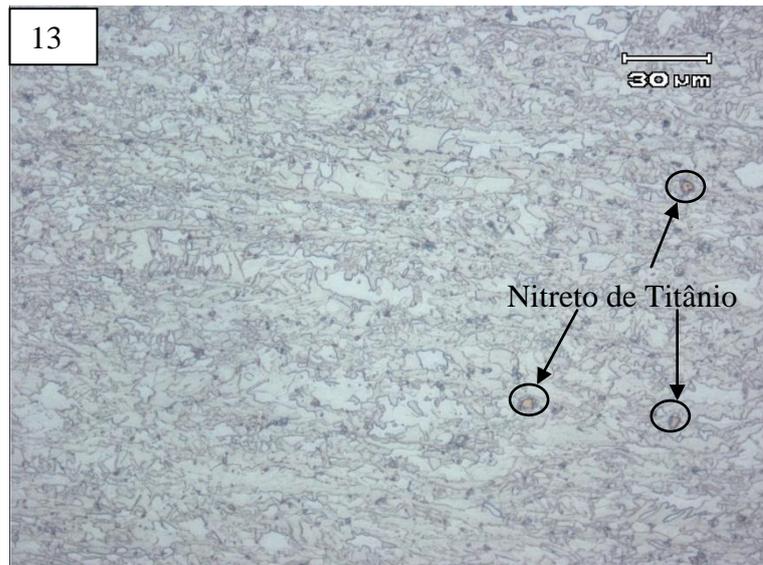


Figura 21 Microestrutura do Domex 700 (500X).

A Figura 4.4 representa a microestrutura do metal base LN 380. Essa microestrutura caracteriza-se por grãos finos e alongados no sentido de laminação. Podemos ver a grande quantidade de perlita (região escura) quando comparado com o Domex 700.

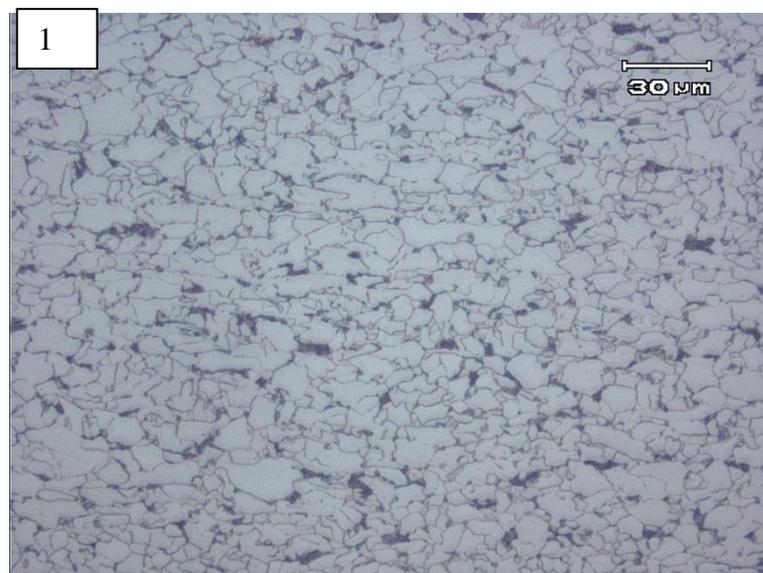


Figura 22 Microestrutura do LN 380 (500X).

A Figura 4.5 mostra a região da ZAC onde ocorreu o refino de grão. Percebe-se que os grãos de ferrita estão mais refinados e menos irregulares quando comparado a estrutura do

metal base. Os grãos nessa região são mais regulares pois o ciclo térmico foi suficiente para causar a recristalização do material, ou seja, passando de uma estrutura deformada para uma isenta de deformação (MODENESI 2009).

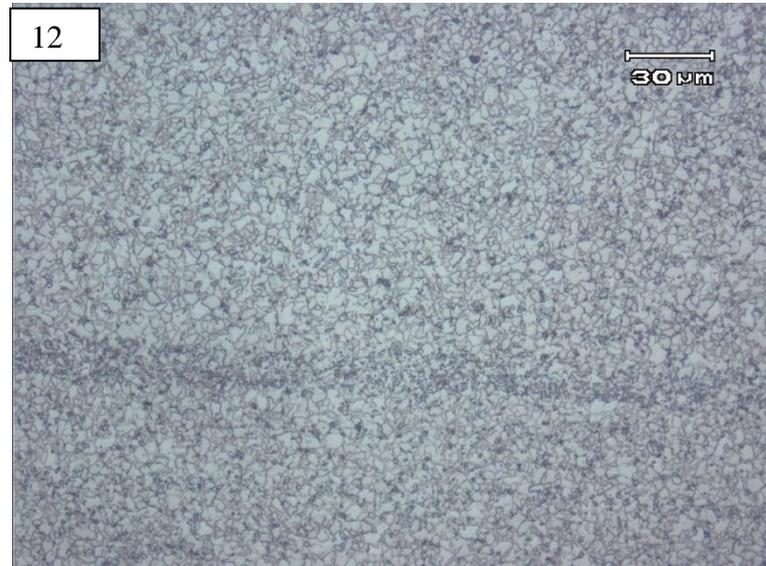


Figura 23 Microestrutura da ZAC Domex (500X).

A Figura 4.6 também representa a zona onde ocorreu o refino de grão na ZAC. A região mostra grãos de ferrita mais refinados (similar a micrografia da Figura 4.5) e a presença de perlita também é observada. O mesmo efeito da recristalização descrito na Figura 4.5 ocorre nessa microestrutura.

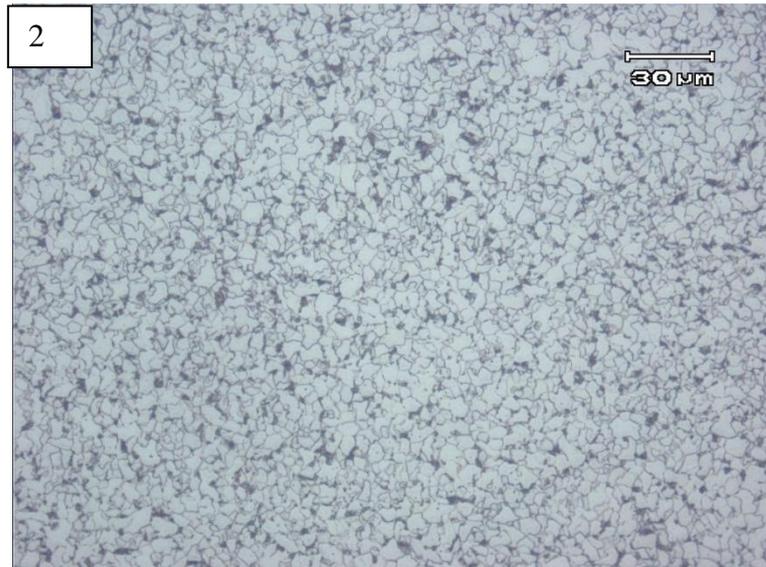


Figura 24 Microestrutura da ZAC LN 380(500X).

A Figura 4.7 mostra a região da ZAC da junta soldada com arame ER 80S-G. As regiões são similares com as regiões já apresentadas nas Figuras 4.5 e 4.6. Destaque para metalografia de número 14 onde podemos ver a linha de segregação formada.

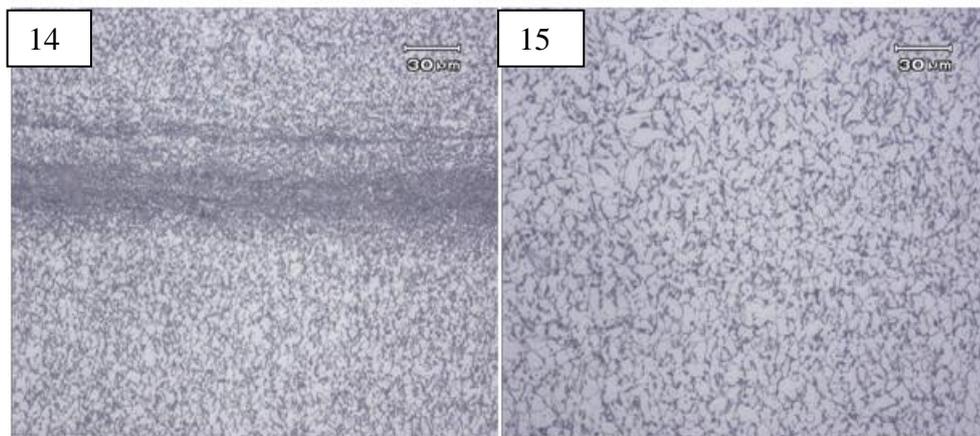


Figura 25 Microestrutura da ZAC do Domex e LN 380, respectivamente (500X).

As metalografias a seguir mostram as microestruturas formadas no metal de solda. Basicamente encontramos 3 tipos diferentes de formação de ferrita na microestrutura: ferrita acicular, ferrita de segunda fase alinhada (ou ferrita de Widmanstatten) e ferrita de contorno de grão.

A Figura 4.8 apresenta as microestruturas referentes as posições ZF1 e ZF2 onde não houve o encontro dos cordões de solda. Já a Figura 4.9 mostra as microestruturas formadas nas posições 8 e 9 do metal de solda. Essas posições estão ilustradas na Figura 4.2 (a) e (b).

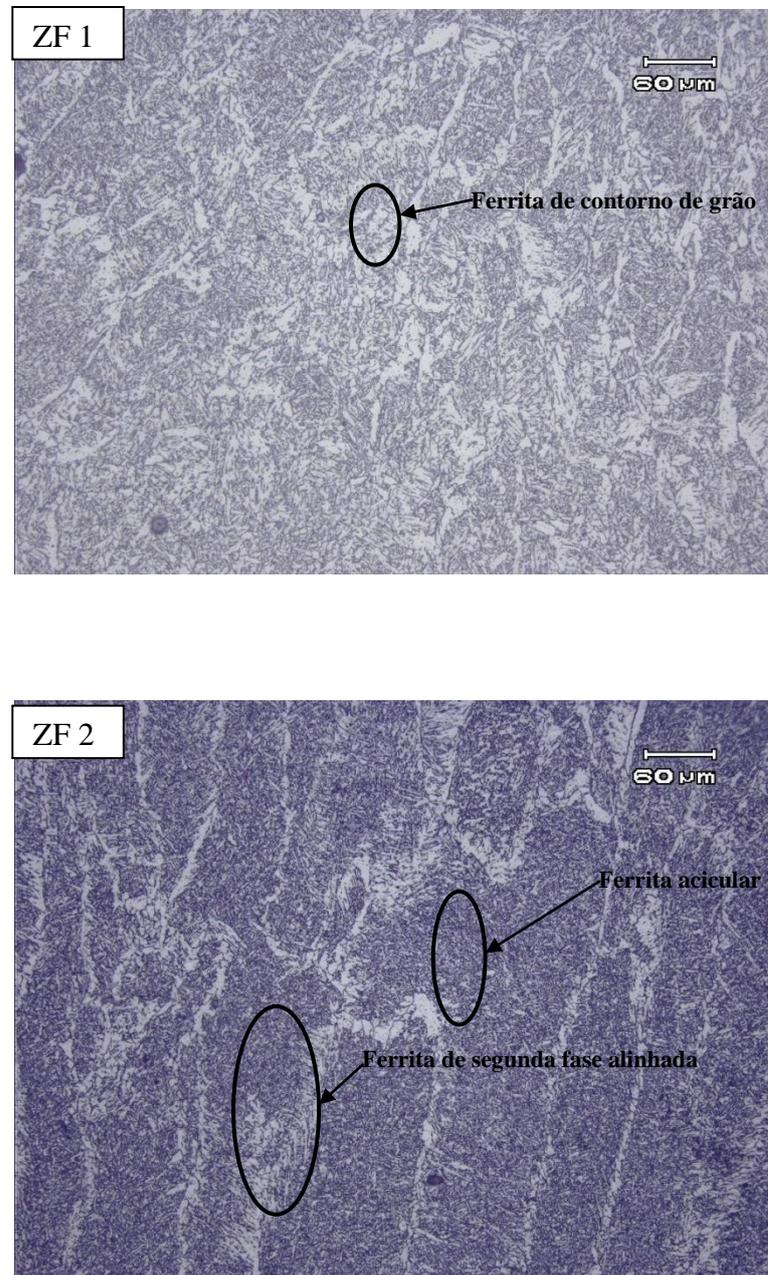


Figura 26 Microestruturas do metal de adição (200X).

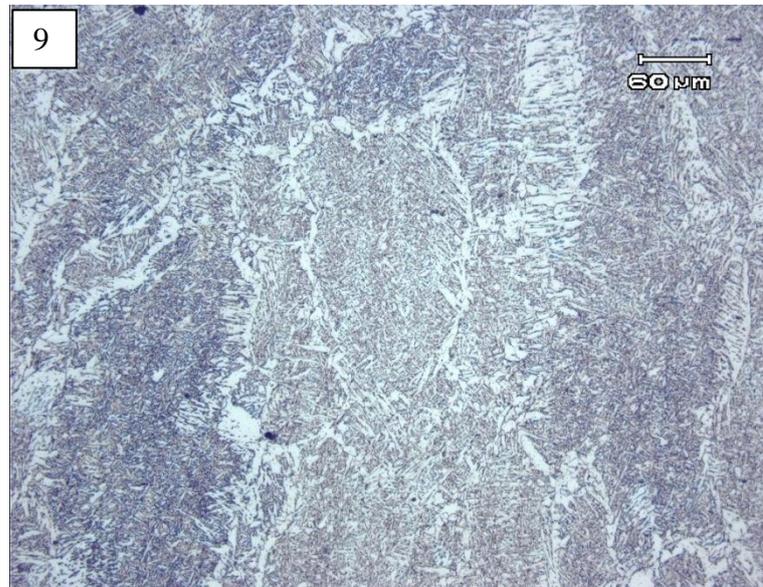
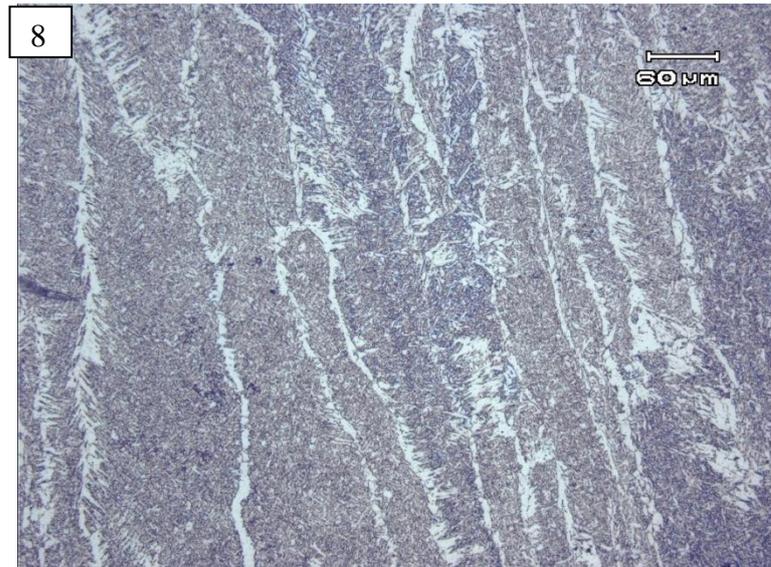


Figura 27 Microestruturas do metal de adição posição 8 e 9 (200X).

As micrografias da Figura 4.10 representam as demais regiões analisadas no metal de solda. Nota-se que as microestruturas formadas nessas regiões são similares conforme já comentado anteriormente.

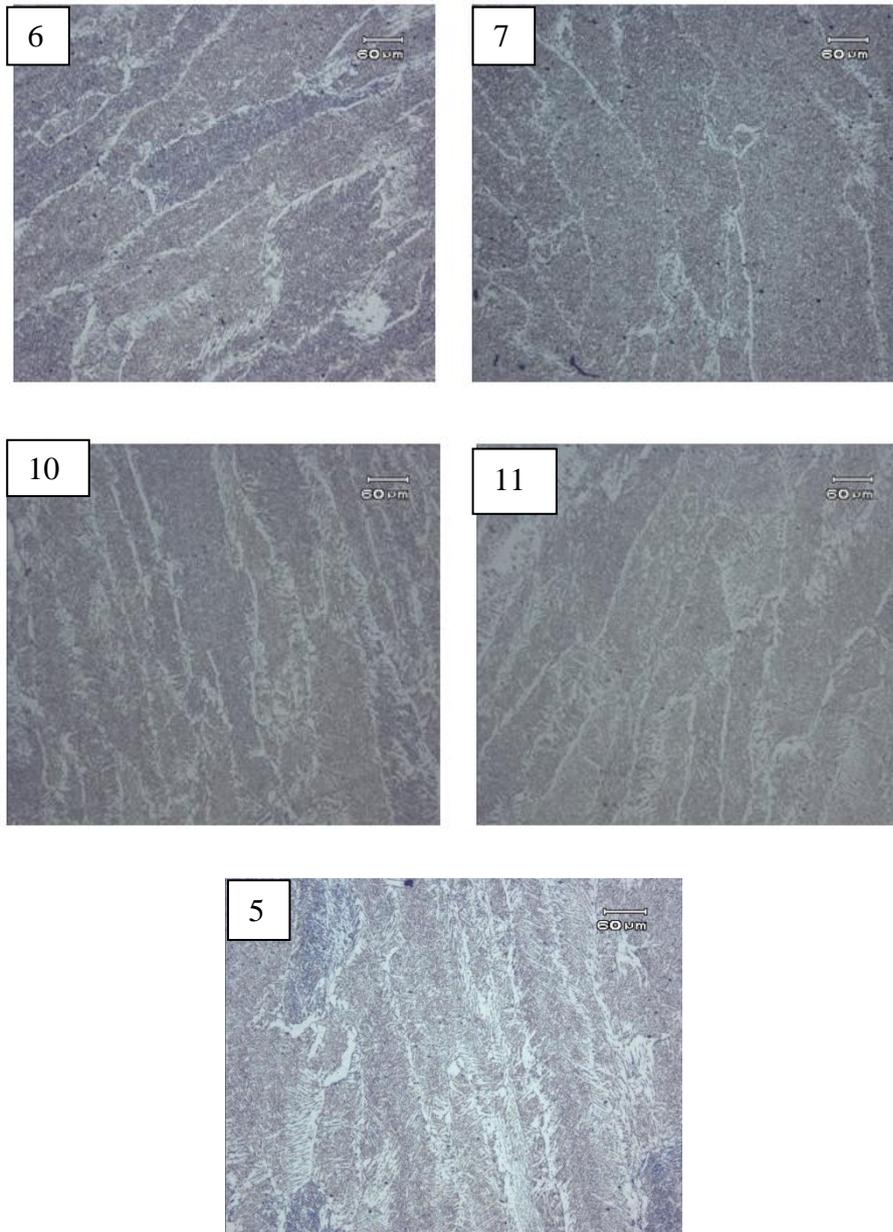


Figura 28 Microestrutura do metal de adição 6,7,10,11 e 5 respectivamente (200X).

A Figura 4.11 mostra o encontro dos cordões de solda. Na região destacada com a elipse ocorreu o efeito da soldagem multipasse, onde o calor do passe anterior normaliza a estrutura solidificada refinando os grãos. Isso ocorre, pois a temperatura de reaquecimento supera a temperatura crítica de recristalização.

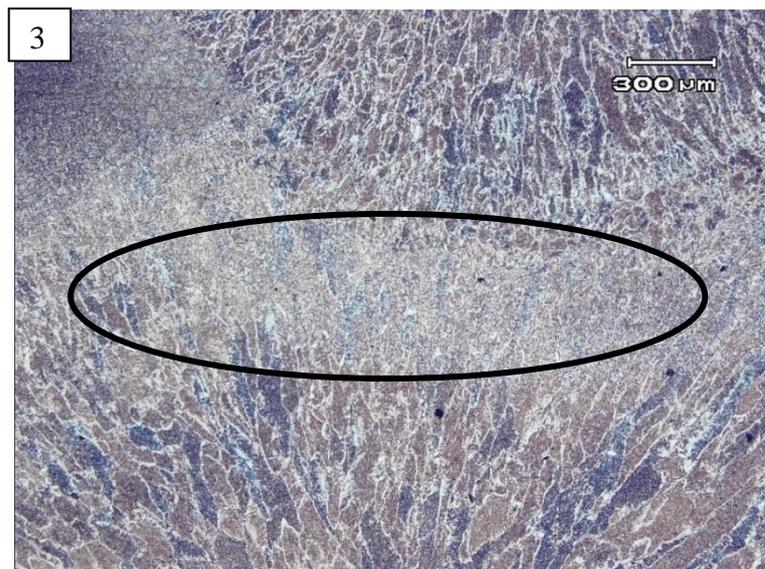


Figura 29 Encontros dos cordões de solda (50X).

4.4 Perfil de Microdureza

Os resultados obtidos nos perfis de microdureza das juntas dissimilares soldadas com arame ER 70S-6 e ER 80S-G, podem ser vistos respectivamente nas Figuras 4.12 e 4.13.

Podemos ver que a dureza do material Domex decresce quando entra na ZAC e tem um pico de dureza ao sair desta mesma região. Segundo Anders Ivarson (Technical Report SSAB-2011) em trabalho similar realizado, o decréscimo da dureza do Domex tem haver com o efeito do revenido ao qual o material é submetido após a soldagem e o pico de dureza da ZAC está relacionado com a microestrutura presente naquela região, isto é, grãos grosseiros e martensita.

Devido aos elementos de liga presentes no arame ER 80S-G, sua dureza é um pouco mais elevada comparada com o outro arame utilizado, mas nada muito significativo. Ambos os arames estão em situação de undermatching em relação ao Domex e overmatching em relação ao LN 380.

RE significa: Região de encontro dos cordões de solda

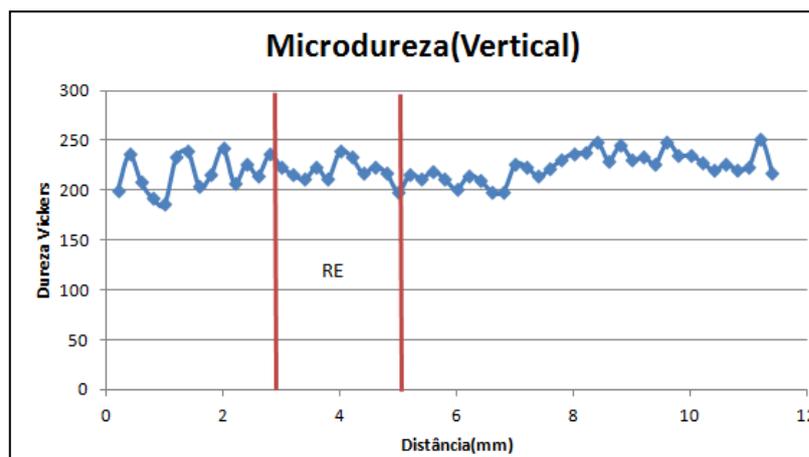
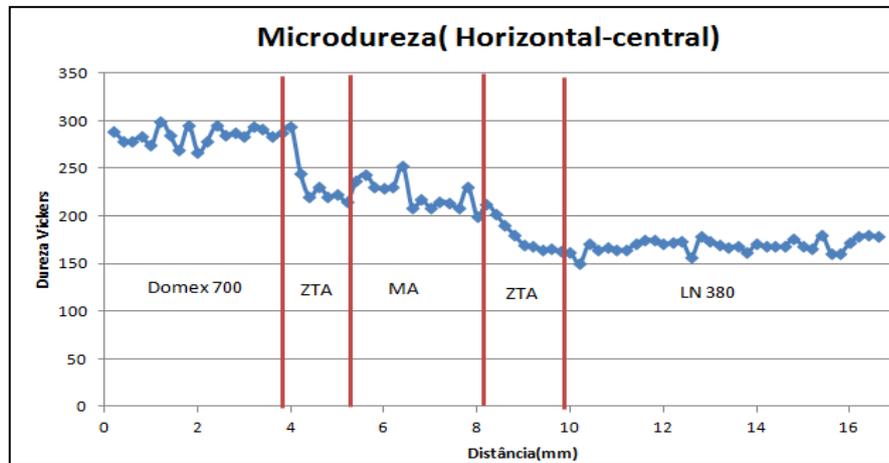
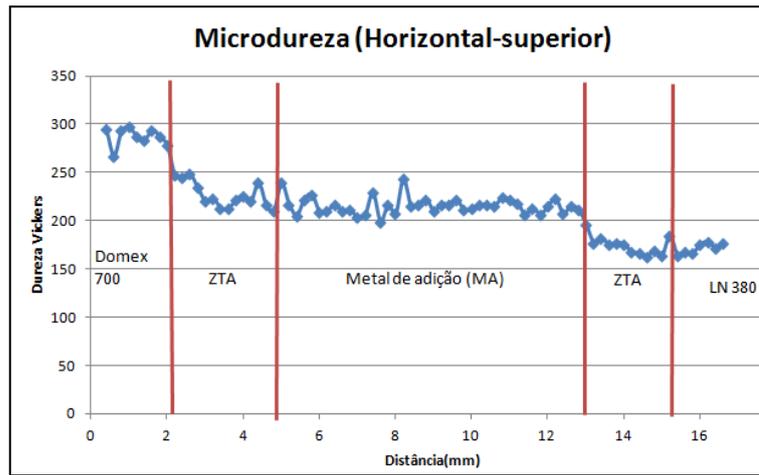


Figura 30 Perfis de microdureza para as chapas soldadas com o arame ER 70S-6.

Na Figura 4.13 o gráfico referente a região horizontal central mostra um gráfico irregular na região do metal de adição. Isso se deve ao fato de que naquela região não houve o encontro dos cordões de solda, havendo assim interferência dos metais base na medição da dureza.

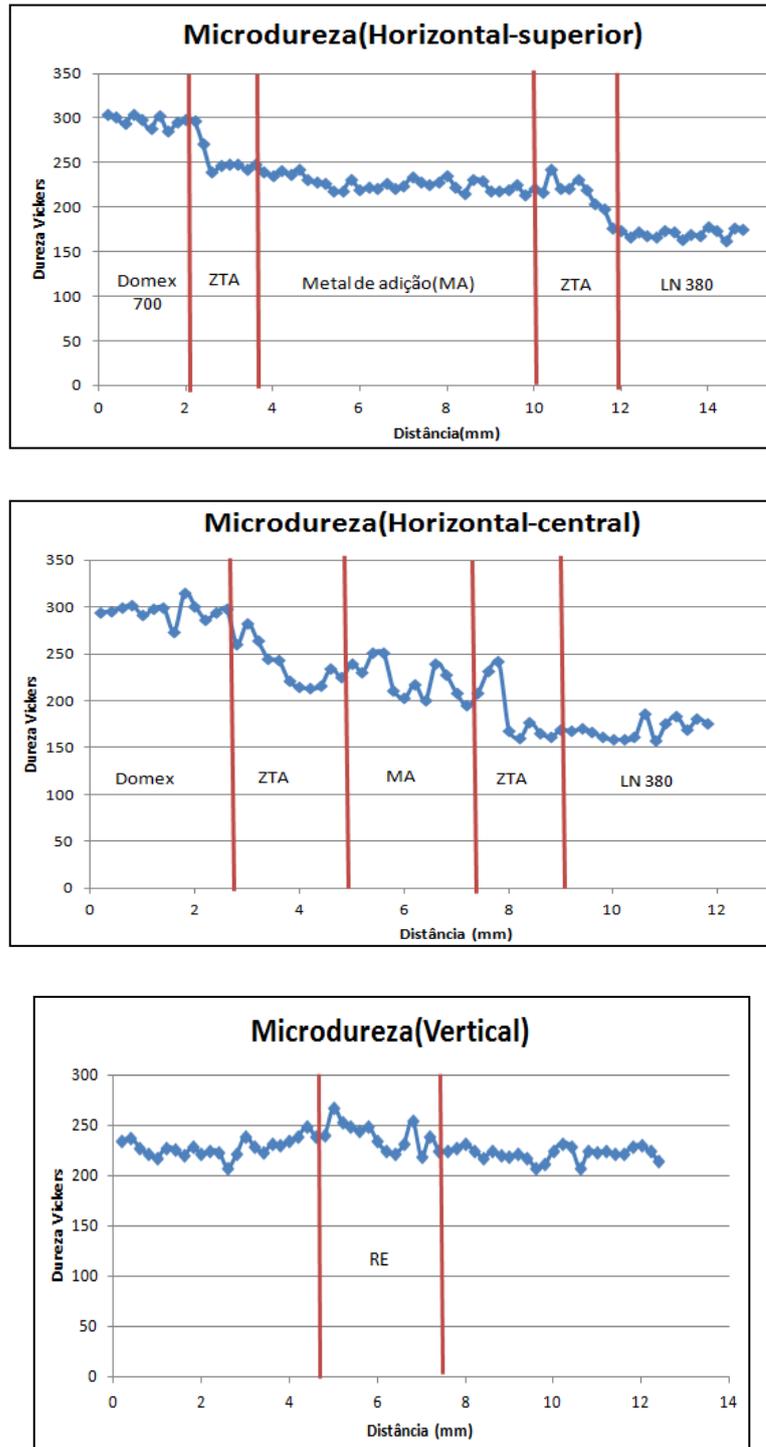


Figura 31 Perfis de microdureza para as chapas soldadas com o arame ER 80S-G.

4.5 Ensaio de Tração

A Tabela 4.3 mostra o resultado obtido nos ensaios de tração para os metais base. Os resultados obtidos estão dentro das especificações fornecidas pelas fabricantes (Tabela 3.2).

Tabela 4.3 Resultados dos ensaios de tração dos metais base.

Domex 700		Incerteza
Tensão de escoamento (Rp) [MPa]	760,8	6,8
Resistência a Tração (Rm) [MPa]	832,2	7,5
Alongamento (A) [%]	24,3	0,9

LN 380		Incerteza
Tensão de escoamento (Rp) [MPa]	400,6	7,7
Resistência a Tração (Rm) [MPa]	486,2	2,7
Alongamento (A) [%]	36,5	3,3

A Figura 4.14 a seguir mostra o comportamento das amostras dos metais base Domex 700 e LN 380 através de um gráfico de tensão/deformação.

Notamos que o gráfico (b) apresenta a região de alongação do escoamento, limite superior de escoamento e limite inferior de escoamento bem definido, referindo-se a um material com escoamento descontínuo quando comparado com o Domex 700. Esse comportamento deve-se ao fato de o Domex 700 apresentar maior quantidade de elementos de liga em solução sólida e assim aumentando a dureza do material dificultando o movimento das discordâncias, fazendo com que o material não apresente o escoamento descontínuo que o LN 380 apresenta.

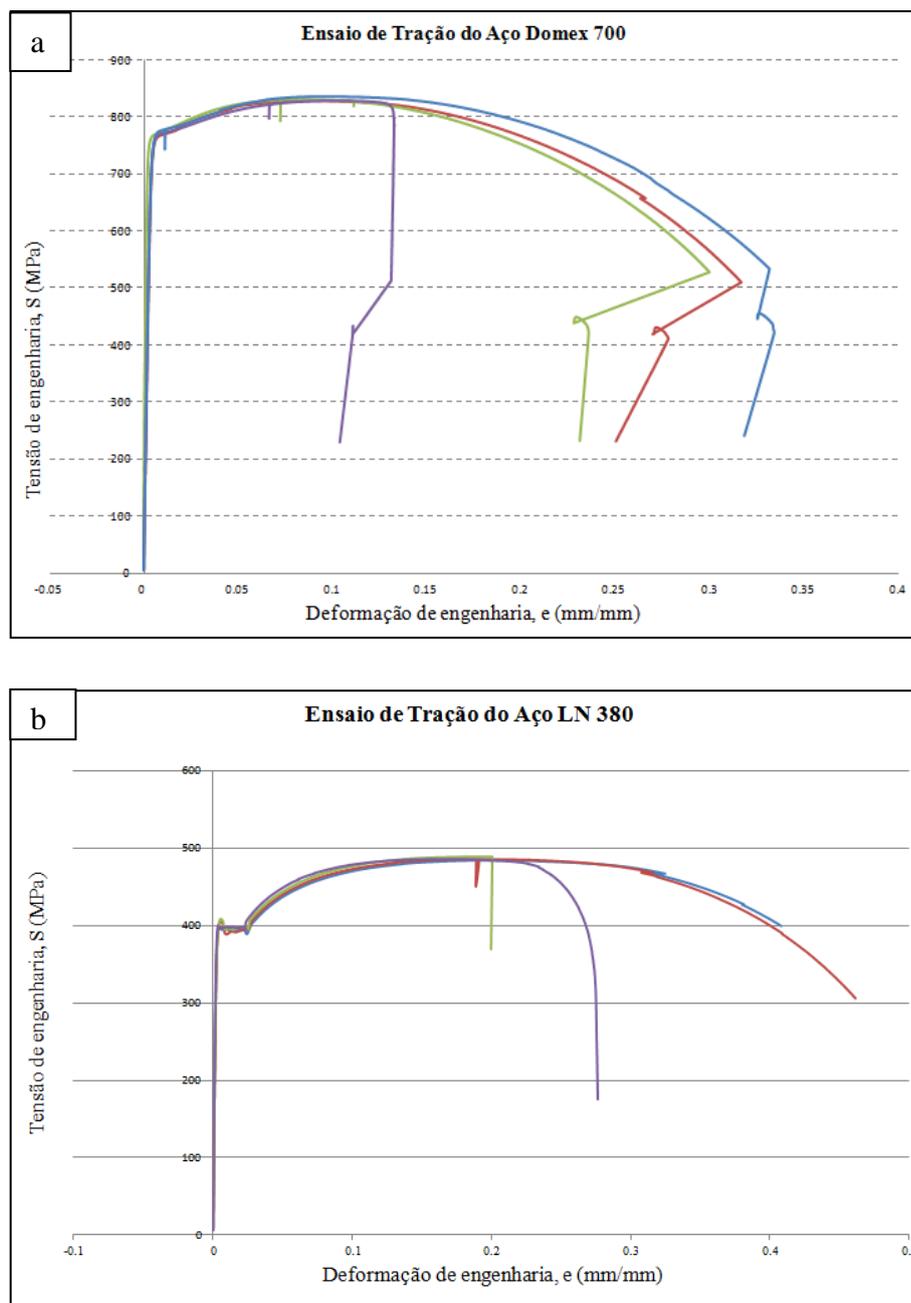


Figura 32 Gráfico resultante do ensaio de tração (a) Domex 700 e (b) LN 380.

A Tabela 4.4 a seguir apresenta a média dos resultados obtidos nos ensaios de tração das juntas soldadas com os diferentes arames de deposição. Todos os corpos de prova, independente dos arames utilizados, romperam no metal base LN 380. Este resultado é devido ao overmatching dos arames de deposição em relação ao metal base LN 380, ou seja a resistência a tração dos arames utilizados é superior a resistência do LN 380. Embora as juntas tenham rompido no metal base LN 380 os valores referentes ao limite de resistência e

alongamento diferem dos resultados obtidos no ensaio do metal base (Tabela 4.3). Esta diferença nos valores obtidos pode ser resultado da complexidade que a junta soldada apresenta. Mesmo o material mais dúctil (metal de solda unido ao Domex) acaba apresentando uma restrição a deformação plástica, devido a maior resistência do metal base.

Tabela 4.4 Resultado do ensaio de tração das juntas soldadas com diferentes arames.

Propriedade	Limite de Escoamento	Limite de Resistência(Mpa)	% de alongamento
Junta-ER 70S-6	411,969	510,843	17,546
Junta-ER 80S-G	394,575	502,00	17,7

5.0 CONCLUSÕES

Após realizados os testes e analisados os resultados podemos concluir que:

- Foi observado a falta de penetração e o desalinhamento entre os cordões de solda da junta soldada com arame ER 80S-G. Isso provavelmente se originou de um erro operacional no alinhamento da ‘tartaruga’ no momento da soldagem aliado com o dimensionamento incorreto da raiz.
- Não se observou mudanças na ZAC proveniente dos diferentes arames utilizados para união dos materiais.
- Analisando os perfis de microdureza ficou evidente a influência do undermatching dos arames utilizados em relação a chapa Domex 700. Percebe-se a diminuição da dureza partindo do metal de adição, passando pela ZAC e chegando no metal base LN 380 em ambos os perfis realizados. Esse resultado mostra o overmatching dos consumíveis em relação ao LN 380.
- Embora a junta soldada com o arame ER 80S-G tenha apresentado falta de penetração, este defeito não refletiu nos ensaio de tração da junta, pois todos os corpos de prova romperam no metal base LN 380.

7.0 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

A partir do trabalho realizado segue algumas sugestões de trabalhos a serem desenvolvidos.

- Caracterizar metalurgicamente as juntas soldas utilizando um ataque mais específico para revelar os compostos não revelados com o uso de Nital.
- Variar parâmetros de soldagem, tais como velocidade de soldagem e corrente para ver a sua influência na junta soldada.
- Realizar ensaio de fadiga nas juntas soldadas para analisar seu comportamento.
- Realizar ensaios de impacto, objetivando mensurar a tenacidade das juntas soldadas.

6.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASM HANDBOOK- **Welding, Brazing and Soldering**- vol. 6, 1993.

ASM HANDBOOK-**Properties and selection: Irons, Steels and High Performance Alloys** - vol.1 .1993.

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

MACHADO, I.G. **Soldagem e Técnicas Conexas**. Editado pelo próprio autor em 1996.

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

WILLIAM C. L, **The Physical Metallurgy of Steels**, McGraw – Hill Book Company, New York, 1981, p. 189 - 201.

PICKERING F. B., **Physical Metallurgy and the Design of Steels**, Applied Science Publishers Ltd., London, 1978, p. 60– 88.

SAVAGE, W.F,LUNDIN.C.D,ARONSON,H. **Weld metal solidification mechanics**, Welding Journal,1965,p. 175-181.

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

KHAN, I. **Welding Science and Technology**- New Age International Limited Publishers, 2007.

SOUZA, S. A. **Composição Química dos Aços**-1ed.São Paulo-Editora Edgard Blucher,1989.

FORTES, C. **Soldagem MIG/MAG**- Editado,traduzido e adaptado pela empresa ESAB-Brasil,2005.

FORTES, C. **Metalurgia da Soldagem**- Editado,traduzido e adaptado pela empresa ESAB-Brasil,2004.

PLAUT, R. L. Estudo **das Propriedades Mecânicas do Aço API X70 Produzido por Laminação Controlada** - Tecnol. Metal. Miner. . São Paulo. Vol. 6 p. 7-12,jul.-set. 2009.

IVARSON,A. **MAG Welding of Domex 700 MC to Docol 1000DP** – Technical Report of SSAB, 2011.

OGATA, P. H. **Caracterização Microestrutural ao Longo da Espessura de Chapa Grossa de Aço Microligado para Tubos API 5L-X65**- 64º Congresso Anual da ABM-Belo Horizonte, MG, 2009.

THEWLIS, G. **Classification and quantification of microstructures in steels**- Material Science and Technology- vol.20 p.143-160,2004.

ANEXO A

Amostra Elemento	A	
C	0,0655	
Si	0,0584	
Mn	2,01	
P	0,0121	
S	0,00180	
Cr	0,0262	
Mo	0,0911	
Ni	0,0270	
Al	0,0377	
Co	<0,0100	
Cu	<0,0100	
Nb	0,0602	
Ti	0,107	
V	0,0140	
W	<0,0100	
Pb	<0,00200	
Sn	0,00120	
Mg		
Ca		
Zr		
B	<0,00010	
Fe	97,5	

Figura A.33 Resultado da análise química do Domex 700.

Amostra Elemento	A	
C	0,0906	
Si	0,0220	
Mn	0,991	
P	0,0223	
S	0,00450	
Cr	0,0109	
Mo	<0,00500	
Ni	<0,00500	
Al	0,0522	
Co	<0,0100	
Cu	0,0126	
Nb	0,0321	
Ti	<0,00100	
V	<0,00100	
W	<0,0100	
Pb	<0,00200	
Sn	<0,00100	
Mg		
Ca		
Zr		
B	<0,00010	
Fe	98,8	

Figura A.34 Resultado da análise química do LN 380.

Amostra Elemento	A	
C	0,107	
Si	0,568	
Mn	1,21	
P	0,00800	
S	0,00870	
Cr	0,0206	
Mo	<0,00500	
Ni	0,0379	
Al	<0,00100	
Co	<0,0100	
Cu	0,0692	
Nb	0,00630	
Ti	0,00120	
V	<0,00100	
W	<0,0100	
Pb	<0,00200	
Sn	<0,00100	
Mg	<0,00200	
Ca		
Zr		
B	0,00010	
Fe	98,0	

Figura A.35 Resultado da análise química arame ER 70S-6.

Amostra Elemento	A	
C	0,0991	
Si	0,472	
Mn	0,939	
P	0,0107	
S	0,0106	
Cr	0,0374	
Mo	<0,00500	
Ni	0,824	
Al	0,00190	
Co	<0,0100	
Cu	0,392	
Nb	0,00320	
Ti	0,00150	
V	<0,00100	
W	<0,0100	
Pb	<0,00200	
Sn	0,00120	
Mg	<0,00200	
Ca		
Zr		
B	0,00030	
Fe	97,2	

Figura A.36 Resultado da análise química arame ER 80S-G.