

**ALEXANDRE RICARDO LUIZ**

**AVALIAÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA EM SOLDAGEM  
MULTIPASSE EM AÇO API 5L X80 PELO PROCESSO MAG NA RAIZ  
E ENCHIMENTO COM ARAME TUBULAR COM PROTEÇÃO  
GASOSA**

Monografia apresentada ao Programa de Educação  
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para a conclusão de curso de  
Especialização em Engenharia de Soldagem.

São Paulo

Maio/2015

**ALEXANDRE RICARDO LUIZ**

**AVALIAÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA EM SOLDAGEM  
MULTIPASSE EM AÇO API 5L X80 PELO PROCESSO MAG NA RAIZ  
E ENCHIMENTO COM ARAME TUBULAR COM PROTEÇÃO  
GASOSA**

Monografia apresentada ao Programa de Educação  
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para a conclusão de curso de  
Especialização em Engenharia de Soldagem.

Área de Concentração:

Engenharia de Soldagem

Orientadores:

Eng. Me. Dario Magno Batista Ferreira

Eng. Me. Antonio do Nascimento Silva Alves

São Paulo

Maio/2015

*"O amor não é apenas um sentimento,  
é acima de tudo uma ação"*

Provérbio Judaico

## **DEDICATÓRIA**

Dedico este trabalho a meus filhos, esposa, irmã e mãe.

## **AGRADECIMENTOS**

A minha mãe Maria de Fatima Luiz, que me proporcionou a melhor educação, formação de caráter, carinho e amor que sempre me deu incondicionalmente.

A minha irmã Tais Renata Luiz, pelo incentivo e amizade.

Aos meus filhos Júlia e Gabriel por serem a minha maior fonte de motivação e felicidade.

A minha esposa Daniela pelo amor, compreensão, companheirismo e incentivo.

Ao meu orientador, Engenheiro Me. Dario Magno Batista Ferreira pela orientação ao longo de todo o desenvolvimento desta monografia, pelos finais de semanas de ajuda, ensinamentos e todo o suporte necessário para a realização deste trabalho.

Ao meu orientador, Engenheiro Me. Antonio do Nascimento Silva Alves, pela sua irretocável contribuição na execução dos ensaios e aos finais de semana disponibilizados para a minha orientação e pela decisiva contribuição para a realização de todo o trabalho.

Ao professor Dr. Sérgio Duarte Brandi pela orientação em momentos decisivos.

Aos colegas César Ribeiro, Marcio Alexandre, Rafael Maia.

Agradeço a todos os professores, alunos e funcionários desta Universidade que participaram direta ou indiretamente na realização deste trabalho.

## **RESUMO**

A indústria de petróleo e gás utiliza os dutos como forma de transporte dos produtos da exploração de poços até as refinarias. Estes, em sua quase totalidade, são aços do tipo ARBL (Alta Resistência Baixa Liga). Estes aços apresentam uma boa alternativa para construção de dutos, pois reduzem os custos de projeto, em função da redução de seção, redução de custos de mão de obra e insumos, além de poderem transportar maiores volumes de óleo e gás de forma contínua e segura. Com o início da exploração e produção dos poços de petróleo do Pré Sal, vê-se a necessidade do aumento da produtividade na produção e na manutenção dos dutos de transporte, por meio dos processos de soldagem. Os processos Metal Active Gas (MAG) com Transferência Controlada (TC) apresentam-se como importante alternativa na soldagem de manutenção e de produção dos dutos em questão.

Este trabalho tem como objetivo avaliar a evolução da microdureza no passe de raiz e na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) da soldagem realizada em tubo API 5L X80 pelo processo MAG com transferência controlada, utilizando como variável a combinação de gases de proteção. Foram estudadas duas juntas soldadas cujos gases de proteção são compostos por 80% Ar e 20% CO<sub>2</sub> e 90% Ar e 10% CO<sub>2</sub>, respectivamente. Os passes subsequentes de enchimento e acabamento foram executados com arame tubular. Os resultados apontaram uma diferença de 6% na microdureza média nos passes de raiz das duas juntas. Ao final esta diferença variou para 15% na microdureza da raiz, em função dos valores iniciais e das condições impostas nos passes de soldagem subsequente. A microdureza na ZAC foi semelhante em ambas as juntas.

## **ABSTRACT**

The oil and gas industry uses pipelines as a means of transport of the products of exploration wells to the refineries. These, almost entirely, are HSLA steels of type (High Strength Low Alloy). These steels have a good alternative for building ducts because they reduce project costs, depending on the section reduction, reduction of labor and input costs, and can carry larger volumes of oil and gas continued safe way . With the start of exploration and production in the Pre-Salt oil wells, one sees the need to increase productivity in the production and maintenance of transportation pipelines, through welding processes. Processes Metal Active Gas (MAG) with Controlled Transfer (CT) are presented as an important alternative in the welding maintenance and production of the products in question.

This study aims to evaluate the evolution of hardness in the root pass and the heat affected zone (HAZ) of welding performed on API 5L X80 pipe by MAG process with controlled transfer, using as a variable combination of shielding gases. Two welded joints were studied whose shielding gas comprise 80% air and 20% CO<sub>2</sub> and 90% air and 10% CO<sub>2</sub>, respectively. The subsequent passes filling and finishing were performed with cored wire. The results showed a 6% difference in average hardness in the root pass of the two together. At the end of this difference ranged to 15% in the root hardness, depending on the initial values and the conditions imposed in subsequent welding passes. The HAZ hardness was similar in both together.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1: Relação da energia absorvida no ensaio de Charpy em função da concentração de Nitrogênio e de Titânio [2].	3
Figura 2.2: Comparação esquemática do processo de laminação tradicional com o TMCP [8].	6
Figura 2.3 Composição química de alguns aços API 5L X70 e X80 em função da rota de fabricação adotada [3].	8
Figura 2.6: Processo de soldagem MAG/MIG [20].	14
Figura 2.7: Formato de onda do processo MAG-TC.	15
Figura 2.8: Esquema do processo de AT com proteção gasosa [23].	16
Figura 2.9: Esquema do processo de AT autoprotegido [23].	17
Figura 2.10: Esquemática característica do processo AT com eletrodo autoprotegido [23].	19
Figura 2.11: Esquemática característica do processo AT com proteção gasosa [23].	19
Figura 4.1: Equipamento de Soldagem Lincoln Electric Power Wave S500 [29].	26
Figura 4.2: Detalhamento do tipo de chanfro utilizado.	27
Figura 4.3: Ilustração do escalonamento e da retirada dos corpos de prova em J1.	30
Figura 4.4: Ilustração do escalonamento e da retirada dos corpos de prova em J2.	30
Figura 4.5: Embutidora automática utilizada no embutimento das amostras.	31
Figura 4.6: Lupa Stemi 2000-C e câmera AxioCam ICc 5.	31
Figura 4.7: Politriz automática Tegramin 25.	32
Figura 4.8: Amostra da junta J1 para a realização da micrografia.	33
Figura 4.9: Amostra da junta J2 para a realização da micrografia.	33
Figura 4.10: Equipamento de microdureza DuroScan.	34
Figura 4.11: Nuvem de pontos de microdureza realizado pelo DuroScan.	34
Figura 4.12: Momento da realização de endentação da microdureza.	35
Figura 4.13: Realização da medição da indentação.	35
Figura 5.1: Ciclo térmico atuante no primeiro passe de enchimento da junta J1.	36
Figura 5.2: Ciclo térmico atuante no segundo passe de enchimento da junta J1.	37
Figura 5.3: Ciclo térmico atuante no primeiro passe de acabamento da junta J1.	37
Figura 5.4: Ciclo térmico atuante no segundo passe de acabamento da junta J1.	38
Figura 5.5: Ciclo térmico atuante no primeiro passe de enchimento da junta J2.	38



Figura 5.6: Ciclo térmico atuante no segundo passe de enchimento da junta J2. ....	39
Figura 5.7: Ciclo térmico atuante no primeiro passe de acabamento da junta J2. ....	39
Figura 5.8: Ciclo térmico atuante no segundo passe de acabamento da junta J2. ...	40
Figura 5.9: Macrografia do corpo de prova J1.1. Reagente: Nital 6%.....	40
Figura 5.10: Macrografia do corpo de prova J1.2. Reagente: Nital 6%.....	41
Figura 5.11: Macrografia do corpo de prova J1.3. Reagente: Nital 6%.....	41
Figura 5.12: Macrografia do corpo de prova J1.4. Reagente: Nital 6%.....	41
Figura 5.13: Macrografia do corpo de prova J2.1. Reagente: Nital 6%.....	42
Figura 5.14: Macrografia do corpo de prova J2.2. Reagente: Nital 6%.....	42
Figura 5.15: Macrografia do corpo de prova J2.3. Ataque Nital 6%.....	43
Figura 5.16: Macrografia do corpo de prova J2.4. Ataque Nital 6%. O círculo vermelho mostra a falta de fusão e a inclusão não metálica. ....	43
Figura 5.17: Microestrutura do metal de base (API 5L X80). Ataque Nital 2%. Aumento de 500x.....	44
Figura 5.18: Identificação das regiões onde foram extraídas as micrografias do corpo de prova J1.1. ....	44
Figura 5.19: Região 1: microestrutura da ZAC de grão fino. Ataque Nital 2%. Aumento de 500X. ....	45
Figura 5.20: Região 2: microestrutura da ZAC de grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento de 500x.....	45
Figura 5.21: Região 3: transição entre ZAC e metal de solda. Atque Nital 2%. Aumento: 500X. ....	46
Figura 5.22: Região 4: Metal de adição. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ....	46
Figura 5.23: Regiões de onde foram extraídas as micrografias da amostra J1.4. ....	47
Figura 5.24: Região 1: ZAC grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ....	47
Figura 5.25: Região 2: Metal de solda. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ....	48
Figura 5.26: Região 3: Transição entre o metal de solda e a ZAC. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ....	48
Figura 5.27: Identificação das regiões onde foram extraídas as micrografias da amostra J2.1. ....	49
Figura 5.28: Região 1: ZAC de grão refinado. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ...	50
Figura 5.29: Região 2: ZAC de grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X...	50
Figura 5.30: Região 3: Zona de Ligação. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.....	51
Figura 5.31: Região 4: metal de solda. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ....	51

Figura 5.32: Identificação das regiões onde foram extraídas as micrografias da amostra J2.4. ....	52
Figura 5.33: Região 1: ZAC de grão refinado. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ...	52
Figura 5.34: Região 2: ZAC de grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X...	53
Figura 5.35: Região 3: metal de solda. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X. ....	53
Figura 5.36: Região 4: Zona de Ligação. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.....	54
Figura 5.37: Perfil de microdureza da amostra J1.1 representado em relevo. ....	55
Figura 5.38: Perfil de microdureza da amostra J1.2 da junta J1 representado em relevo. ....	56
Figura 5.39: Perfil de microdureza em gráfico de relevo referente ao segundo passe de enchimento da junta J1. Pontos: 1857. ....	56
Figura 5.40: Perfil de microdureza em gráfico de relevo referente aos passes de acabamento da J1. Pontos: 3124. ....	57
Figura 5.41: Evolução da microdureza da junta J1 no passe de raiz. ....	57
Figura 5.42: Perfil de microdureza da amostra J2.1 representado em relevo. ....	58
Figura 5.43: Perfil de microdureza da amostra J2.2 representado em relevo. ....	59
Figura 5.44: Perfil de microdureza da amostra J2.3 representado em relevo. ....	59
Figura 5.45: Perfil de microdureza da amostra J2.4 representado em relevo. ....	60
Figura 5.46: Evolução da microdureza no passe de raiz. ....	60

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Propriedades mecânicas do aço API 5L X80.....	4
Tabela 2.2: Composição química do aço API 5L X80 .....	6
Tabela 2.3: Composição química das primeiras chapas produzidas pela COSIPA utilizadas para fabricação de tubos API 5L X80 [10]. .....	9
Tabela 4.1: Descrição da soldagem dos anéis. ....	23
Tabela 4.2: Composição química API 5L X80 .....	24
Tabela 4.3: Composição química do eletrodo ER80S-G soldado com gás 80% argônio e 20% CO <sub>2</sub> .....	25
Tabela 4.4: Resistência mecânica do eletrodo ER80S-G soldado com gás 80% argônio e 20% .....	25
Tabela 4.5: Composição química do consumível E111T1-K3M-JH4. ....	26
Tabela 4.6: Resistência mecânica do consumível E111T1-K3M-JH4.....	26
Tabela 4.7: Parâmetros utilizados na soldagem da junta J1.....	28
Tabela 4.8: Parâmetros utilizados na soldagem da junta J2.....	29
Tabela 5.3: Comparativo entre valores de dureza calculado e medido. ....	61

## LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

API: American Petroleum Institute

ARBL: Alta Resistência – Baixa Liga

AWS: American Welding Society

CE: Carbono Equivalente

IIW: International Institute of Welding

GMAW: Gas Metal Arc Welding

TC: Transferência Controlada

TMCP: Thermomechanical Controlled Process

TMCR: Thermomechanical Controlled Rolling

MA: Metal de Adição

MAG: Metal Active Gas

MB: Metal de Base

ZAC: Zona Afetada pelo Calor

LF: Linha de fusão

## SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	2
2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA: .....	2
2.1.1 CLASSIFICAÇÃO DE TUBOS API .....	3
2.1.2 ROTA DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS ARBL.....	4
2.1.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS ARBL.....	6
2.2 TUBO API 5L X80 NACIONAL .....	8
2.2.1 ROTA DE PRODUÇÃO .....	9
2.2.2 MICROESTRUTURA.....	9
2.2.3 SOLDABILIDADE .....	11
2.3 PROCESSOS DE SOLDAGEM.....	13
2.3.1 PROCESSO MAG-TC .....	14
2.3.2 PROCESSO ARAME TUBULAR .....	15
2.4 CONSUMÍVEIS .....	17
2.4.1 GÁS DE PROTEÇÃO .....	17
2.4.2 ELETRODO.....	18
2.4.3 CONSUMÍVEIS DO PROCESSO AT .....	18
2.5 PREVISÃO DE DUREZA NA ZAC .....	20
3. OBJETIVOS.....	22
4. MATERIAIS E MÉTODOS .....	23
4.1 METAL DE BASE .....	23
4.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM.....	24
4.2.1 CONSUMÍVEIS PARA SOLDAGEM COM O PROCESSO MAG-TC.....	24
4.2.2 CONSUMÍVEIS PARA SOLDAGEM COM O PROCESSO ARAME TUBULAR .....	25
4.3 EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM .....	26
4.4 TIPO DE CHANFRO E DIMENSIONAL DA JUNTA.....	27
4.5 VARIÁVEIS .....	27
4.6 PREPARAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA PARA MACROGRAFIAS .....	29
4.7 PREPARAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA PARA MICROGRAFIAS .....	32
4.8 ENSAIO DE MICRODUREZA.....	33
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....	36
5.1 CICLOS TÉRMICOS .....	36
5.2 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA POR MACROGRAFIAS .....	40
5.3 CARACTERIZAÇÃO POR MICROGRAFICA COM MICROSCOPIA ÓPTICA.....	43
5.3.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA J1 .....	44
5.3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA J2 .....	49
5.4 AVALIAÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA .....	54

5.4.1	EVOLUÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA DA JUNTA J1.....	54
5.4.2	EVOLUÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA DA JUNTA J2.....	58
5.5	PREVISÃO MICRODUREZA X MICRODUREZA MEDIDA NA ZAC.....	61
6.	CONCLUSÃO .....	62
7.	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS .....	63
8.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....	64

## **1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA**

A importância deste trabalho deve-se ao fato da necessidade de aplicação de processos de soldagem que apresentem maior produtividade na soldagem de tubulação de transporte dos produtos da indústria de óleo e gás.

Atualmente, a soldagem do passe de raiz em tubulações é realizada pelo processo *Gas Tungsten Arc Welding* (GTAW), ou em português TIG, que possui uma limitação na sua taxa de deposição e velocidade de soldagem, embora apresente uma soldagem de excelente qualidade.

Com a exploração do Pré Sal e o aumento do escoamento e distribuição da produção de petróleo e seus derivados, o MAG-TC apresenta-se como uma alternativa para uma produtividade maior em comparação ao processo convencional. Este trabalho estuda duas juntas que foram soldadas pelo processo MAG-TC na raiz e Arame Tubular nos passes subsequentes, com variação na proteção gasosa da raiz. As duas juntas foram avaliadas através da evolução da microdureza Vickers com carga de 500 g (HV 0,5), tanto na raiz quanto na ZAC.

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA:**

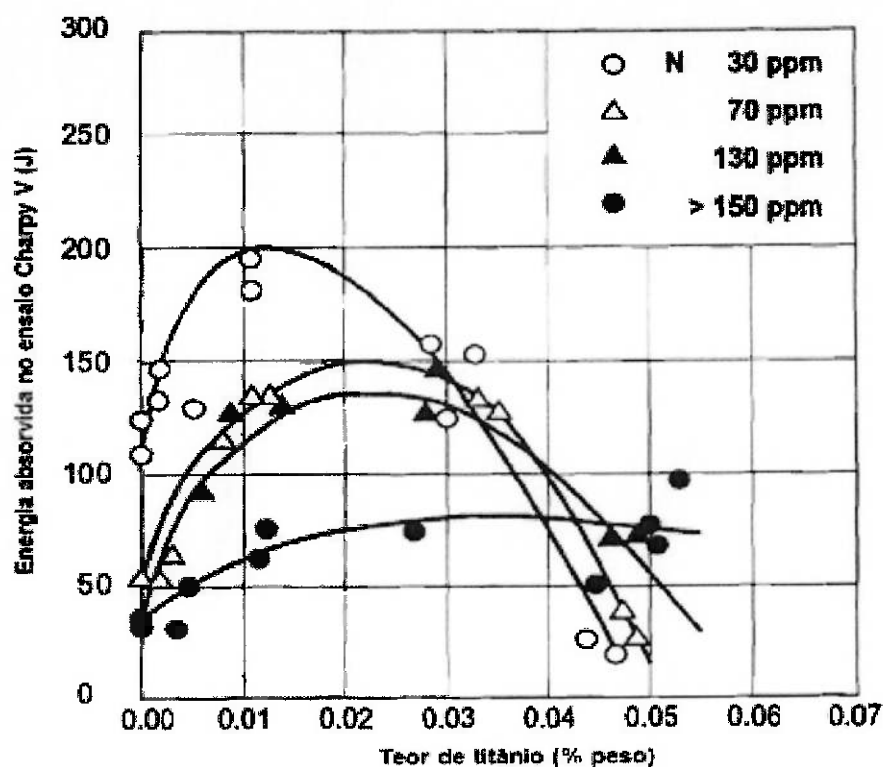
Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são aços carbono com limites de escoamento superiores a 275 MPa (40 ksi), sua composição química aproxima-se dos aços de baixo carbono, porém adicionados a sua composição elementos de microliga como nióbio, titânio ou vanádio, variando de acordo com a espessura para atingir as propriedades mecânicas desejadas [1].

A adição de nióbio (Nb) proporciona um aumento da resistência mecânica e tenacidade devido ao refino dos grãos austeníticos, ferríticos e pela precipitação de carbonetos de nióbio (NbC) [1]. Atualmente o valor do nióbio varia entre 0,10 a 0,11% a depender da quantidade de carbono na liga [2].

A porcentagem do Vanádio (V), em média, é a de 0,015% a 0,10% [2]. A adição deste elemento também contribui para o aumento da resistência mecânica através da precipitação de nitretos e carbonetos [1].

A facilidade de formação de nitretos de Titânio é muito maior que a do Vanádio. A adição de Titânio é utilizada visando à diminuição de surgimento de trincas transversais ao lingotamento e a obtenção de uma boa tenacidade na zona afetada pelo calor (ZAC) [1]. A adição deste elemento varia em torno de 0,008 a 0,015% em aços com o nitrogênio variando entre 0,004 a 0,008 ppm [2]. Na figura 2.1 pode-se verificar a influencia do nitrogênio na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy. Ou seja, quanto maior o seu teor, menor será a energia absorvida ao impacto. Portanto, uma composição adequada entre este elemento de liga e o Titânio, melhora seu desempenho em relação à tenacidade ao impacto Charpy [1].





**Figura 2.1:** Relação da energia absorvida no ensaio de Charpy em função da concentração de Nitrogênio e de Titânio [2].

### 2.1.1 CLASSIFICAÇÃO DE TUBOS API

A norma API 5L especifica os requisitos de fabricação para tubos com e sem costura, destinados ao transporte de produtos da indústria de óleo e gás [1].

Os tubos são agrupados em duas categorias chamadas de *Product Specification Level 1 and 2* (PSL 1 e PSL 2).

Os materiais locados no PSL 1 são os tubos de grau: B, X42, X46, X52, X56, X60, X65. Os aços contidos na classe PSL2 são: X70, X80, X90, X100 e X120. Devem atender aos requisitos de carbono equivalente, limite de escoamento máximo, tenacidade e limite de resistência máxima [1].

A tabela 2.1 demonstra os valores mínimos estabelecidos pela norma API 5L referente ao limite de resistência que o material utilizado neste trabalho deve satisfazer.

**Tabela 2.1:** Propriedades mecânicas do aço API 5L X80.

Unidade	Limite de Escoamento (min.)	Limite de Escoamento (max.)	Limite de resistência (min.)	Limite de Resistência (max.)
MPa	555	705	225	825
ksi	80	102	33	119

Conforme API 5L o requisito primordial para que um aço seja enquadrado nesta norma a relação entre limite de escoamento e o limite de resistência deve ser de no máximo 0,93 [1].

### 2.1.2 ROTA DE FABRICAÇÃO DOS AÇOS ARBL

A fabricação dos aços ARBL entre os anos de 1965 a 1970 era realizada por laminação seguida de tratamento térmico a fim de reduzir o tamanho dos grãos [3].

A exploração de petróleo em áreas inóspitas do globo terrestre e o aumento do consumo mundial dos derivados do petróleo exigiram da indústria, uma melhoria no processo de fabricação dos aços utilizados na fabricação das tubulações de transporte [3].

No início dos anos 70, desenvolveu-se a laminação controlada ou, em inglês, *Thermomechanical Controlled Rolling* (TMCR), que diferentemente do processo de laminação convencional utilizado antes, tem como objetivo maior refinar o grão austenítico e homogeneizar a microestrutura do material. Esta prática possibilita a diminuição do teor de carbono, elevando-se assim a soldabilidade e a tenacidade dos aços produzidos por este processo [5]

O processo de laminação controlada requer um grande controle da composição química e dos tratamentos termomecânicos impostos ao material, para a obtenção de uma estrutura refinada, através da adição de uma maior quantidade de elemento

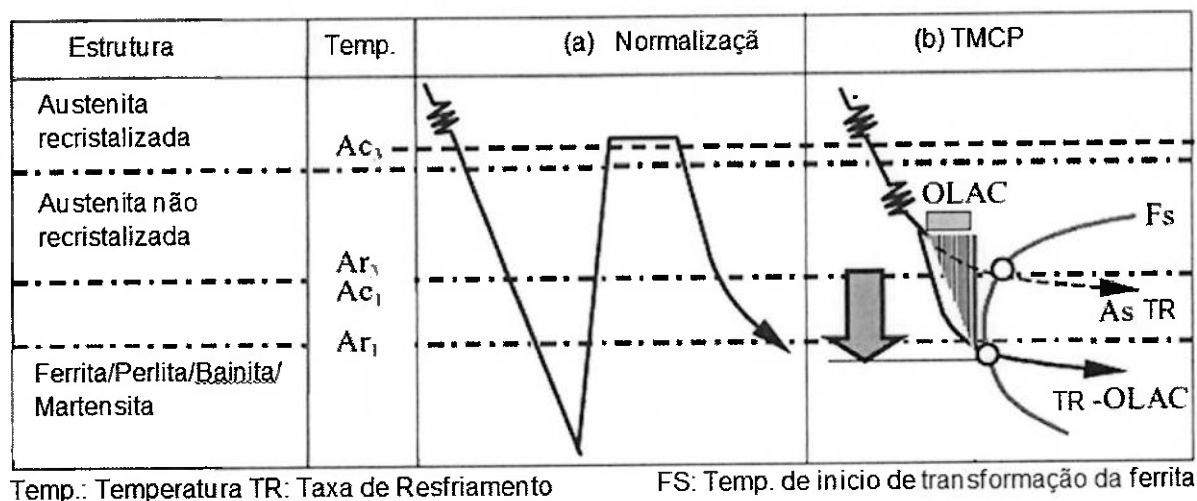
de liga, a fim de garantir o atraso na temperatura de transformação da austenita ( $\gamma$ ) em ferrita ( $\alpha$ ) [6]

Posteriormente, as chapas são novamente aquecidas com o intuito de solubilizar o nióbio e o vanádio visando à formação de finos precipitados espalhados pela matriz ferrítica. O titânio presente na composição química inibe o crescimento de grão austenítico, possibilitando a formação de ferrita com granulação fina. As laminações posteriores apenas visam garantir largura e espessura final das chapas laminadas. O controle da temperatura das chapas é realizado com jatos de água de alta pressão, que auxiliam na remoção de carepas de óxidos, diminuindo assim uma possível má qualidade na superfície das chapas. A finalização da laminação é realizada numa temperatura de não recristalização, 750 a 700°C. Obtém-se assim, uma granulação fina da microestrutura proporcionando alta resistência mecânica e boa tenacidade [7]

A rota de fabricação TMCR possui um número maior de etapas de laminação, comparada ao processo anteriormente utilizado, através de um controle especial das temperaturas durante suas etapas. O baixo teor de carbono permite a recristalização dos passes de laminação e melhora a soldabilidade destes aços. [7]. No final da década de 1970 a empresa Japanese Steel Mills introduziu no processo de laminação controlada etapas em que é introduzido o resfriamento das chapas. Este novo incremento no processo gerou uma nova rota de fabricação que ficou conhecida como TMCP (Thermalmechanical Control Process) [7]

A nova rota de fabricação TMCP propiciou o desenvolvimento de aços com grau X80, X100 e X120 com ótimos valores de resistência a tração, tenacidade e a redução de aproximadamente 30% no teor de carbono aumentando ainda mais a soldabilidade [8]

A figura 2.2 mostra a diferença das etapas de laminação e o controle de resfriamento da rota de fabricação com tratamento térmico final e com a rota TMCP.



**Figura 2.2:** Comparação esquemática do processo de laminação tradicional com o TMCP [8]

### 2.1.3 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS AÇOS ARBL

Os aços utilizados pela indústria petrolífera, destinados ao sistema de transporte de petróleo e gás natural são fabricados de acordo com a norma API 5L. A composição química para a classe X80 pode ser observada na tabela 2.2 [2].

**Tabela 2.2:** Composição química do aço API 5L X80

Elemento químico	Teor (%)
C	0,12
Si	0,45
Mn <sup>1</sup>	1,85
P	0,025
S	0,015
Cu	0,50
Ni	1,0
Cr	0,50
Mo	0,5
Nb+Ti+V	0,15
Ceq	0,43
Pcm	0,25

Embora a tabela 2.2 informe os percentuais de cada elemento de liga, os critérios abaixo devem ser observados:

1- Para cada redução de 0,01% do carbono máximo especificado, é permitido o acréscimo de 0,05% do máximo especificado para o manganês desde que não seja ultrapassado 2,00% [2].

2- A formula do Carbono Equivalente (Ceq), dada pela Equação 1.1, segundo critério do IIW deve ser avaliado quando teor de Carbono for superior a 0,12%. Para teores de carbono menores ou iguais a 0,12%, o cálculo de Ceq deve ser realizado utilizando-se a fórmula do Pcm (Equação 1.2) [2].

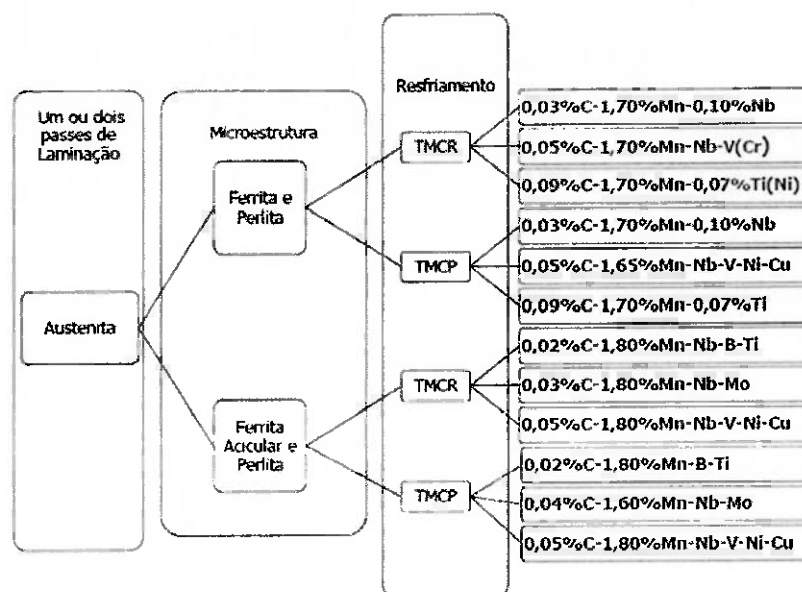
$$Ceq = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (Eq.1.1)$$

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5xB \quad (Eq.1.2)$$

A composição química e a rota de fabricação dos aços ARBL são responsáveis pelas principais características destes materiais. A figura 2.3 mostra as composições químicas que podem ser utilizadas em função da rota de fabricação [1]

Os elementos de liga utilizados na fabricação dos aços ARBL podem ser agrupados em duas categorias: elementos convencionais e elementos de microliga [1].

Os elementos convencionais são o carbono, manganês, silício, alumínio, molibdênio e cromo. Atualmente a porcentagem de carbono, que prejudica a soldabilidade, e de manganês, que influencia na conformação mecânica desses materiais, estão sofrendo uma redução na composição química dos aços ARBL. Os elementos de microligas para os aços ARBL, que auxiliam no aumento do limite de resistência, são nióbio, vanádio e titânio [3].



**Figura 2.3** Composição química de alguns aços API 5L X70 e X80 em função da rota de fabricação adotada [3].

Em observação à figura 2.3 é possível constatar que a porcentagem de carbono nos aços X70 e X80 variam entre 0,02 a 0,09 %. Para compensar a redução da porcentagem de carbono são adicionados os seguintes elementos microligantes: nióbio, vanádio e titânio e também elementos de maior complexidade como níquel, cobre, cromo e boro [9].

## 2.2 TUBO API 5L X80 NACIONAL

A produção das primeiras chapas de aço API 5L X80 no Brasil deu-se através da rota de fabricação TMCR pela COSIPA, atual Usiminas, no ano de 1986 com ligas NbVCrNi e NbMoTi. Estas ligas continham uma microestrutura de ferrita alongada com ilhas de martensita e austenita, carbono equivalente próximo de 0,40%. A composição química pode ser observada na tabela 2.3 [10].

**Tabela 2.3:** Composição química das primeiras chapas produzidas pela COSIPA utilizadas para fabricação de tubos API 5L X80 [10].

LIGA	NbVCrNi	NbMoTi
C	0,09	0,08
Mn	1,56	1,53
Si	0,37	0,21
P	0,014	0,017
S	0,003	0,005
Al	0,022	0,026
Nb	0,044	0,026
V	0,066	-
Ti	-	0,016
Cr	0,20	-
Ni	0,22	-
Mo	-	0,34
N	0,007	0,004
P <sub>cm</sub>	0,20	0,19
CE <sub>IW</sub>	0,418	0,403

### 2.2.1 ROTA DE PRODUÇÃO

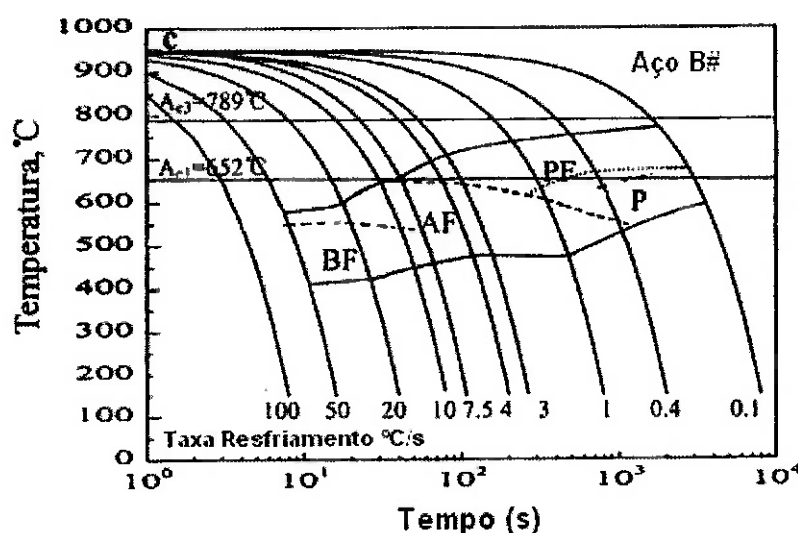
A rota utilizada no Brasil para a fabricação dos aços ARBL é a Laminação controlada (TMCR), juntamente com a adição de elementos de liga é feito um controle severo dos parâmetros de laminação e da temperatura visando assim garantir a microestrutura e o retardamento da temperatura de transformação de austenita ( $\gamma$ )  $\rightarrow$  ferrita ( $\alpha$ ) [11].

### 2.2.2 MICROESTRUTURA

O aço API 5L X80 deve ter uma alta resistência mecânica combinada com uma boa tenacidade e um nível baixo de inclusões não metálicas e segregações [1].

O aço com a combinação descrita por PONTREMOLI [12], 0,04 a 0,08% C, 1,59 a 1,86% Mn e microligado ao nióbio e titânio possuindo na microestrutura composta de Bainita e ferrita primária e em menor quantidade MA (Martensita/Austenita).

A revisão bibliográfica realizada por Ramirez [13], caracteriza diversos aços API 5L X80, através de suas composições químicas e respectivas microestruturas possíveis, através dos diagramas de resfriamento contínuo. A título de exemplo cita-se o aço API 5L X80 com a seguinte composição: 0,077%C; 1,28%Mn; 0,045%Nb; 0,053%V e 0,027%Ti.



**Figure 2-1:** Diagrama de resfriamento contínuo de um aço API 5L X80 [14].

Este aço apresenta os seguintes microconstituintes: Bainita Ferrítica (BF), Ferrita Acicular (AF), Ferrita poligonal (PF) e Perlita (P). Nas composições químicas por ele selecionadas, a medida que a concentração de carbono era reduzida a formação de perlita ficava cada vez mais retardada, ou seja, era formada em taxas de resfriamento cada vez menores.



### 2.2.3 SOLDABILIDADE

Segundo American Welding Society (AWS) [15],

“soldabilidade é a capacidade de um material ser soldado nas condições impostas pela fabricação em uma determinada estrutura projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço”.

A composição química do aço API 5L X80 possui grande influência sobre a temperabilidade, sendo esta obtida pela fórmula do carbono equivalente. A temperabilidade é um indicativo da facilidade ou não de um aço formar martensita no resfriamento. Durante o processo de soldagem esta microestrutura ao se formar na Zona Afetada pelo Calor (ZAC) pode proporcionar a fragilização por hidrogênio [3].

A norma API 5L, determina que o carbono equivalente deva ser calculado pelas equações 1.1 e 1.2:

A equação 1.1 deve ser utilizada quando o carbono equivalente for maior que 0,12% e a equação 1.2 para valores menores que 0,12% ou quando a composição química contiver Boro [2].

A soldabilidade deste tipo de material também é influenciada pela energia de soldagem, obtida pela equação 03 [16].

$$E = \frac{\eta \cdot V \cdot I}{v_s} \quad (03)$$

Onde:

V = tensão do arco elétrico.

I = intensidade de corrente.

$\eta$  = eficiência de transferência de calor do processo de soldagem.

$v_s$  = velocidade de soldagem.

A velocidade de resfriamento é outra forma utilizada para prever a formação de têmpera na ZAC de uma junta soldada que utiliza a quantidade de energia de soldagem, espessura da chapa e as constantes físicas do material. É obtida pelo cálculo do tempo de resfriamento de 800°C a 500°C, referenciado como  $\Delta t_{8-5}$  na equação 04 [15].

$$\Delta t_{8-5} = \frac{\eta.V.I}{2.\pi.\lambda.v_s} \left( \frac{1}{773-T_0} - \frac{1}{1073-T_0} \right) \quad (04)$$

$\lambda$  = condutividade térmica (41 Jm<sup>-1</sup> s<sup>-1</sup> K<sup>-1</sup> para aços carbono)

$T_0$  = temperatura inicial da chapa, ou temperatura de pré-aquecimento (K).

Em cordões realizados em chapas finas, utiliza-se a equação 05 [17].

$$\Delta t_{8-5} = \frac{1}{4.\pi.\lambda.\rho c} \left( \frac{1}{773-T_0} - \frac{1}{1073-T_0} \right) \cdot \left( q_0 / v.d \right)^2 \quad (05)$$

Onde:

$\rho c$  = capacidade volumétrica de calor.

$q_0$  = corrente de soldagem

$d$  = espessura da chapa.

$v$  = velocidade de soldagem.

$\lambda$  = condutividade térmica (41 Jm<sup>-1</sup> s<sup>-1</sup> K<sup>-1</sup> para aços carbono)

$T_0$  = temperatura inicial da chapa, ou temperatura de pré-aquecimento (K).

Quando  $\Delta t_{8-5}$  for menor que 10 segundos a têmpera poderá ocorrer, dependendo da composição química do material [17].

A trinca induzida por hidrogênio é um ponto importante neste tipo de material do ponto de vista da soldabilidade. O mecanismo de formação de trincas por hidrogênio necessita de uma combinação de microestrutura favorável como a martensita,

tensões residuais, quantidade necessária de hidrogênio e temperatura entre -60 e 150°C [18].

Visando reduzir ou eliminar o aparecimento de trincas, faz-se necessário lançar mão das boas praticas de soldagem, controle de temperatura (pré-aquecimento e temperatura de interpasse), consumíveis de soldagem adequados. Seguindo essas recomendações há uma grande queda no aparecimento deste tipo de problema [3].

## **2.3 PROCESSOS DE SOLDAGEM**

Soldagem é o processo de união entre dois materiais metálicos usando calor, com ou sem a aplicação de pressão. Os processos de soldagem são agrupados de acordo com a fonte de energia (química, elétrica e radiante) ou pela natureza da união (soldagem no estado sólido e por fusão) [16].

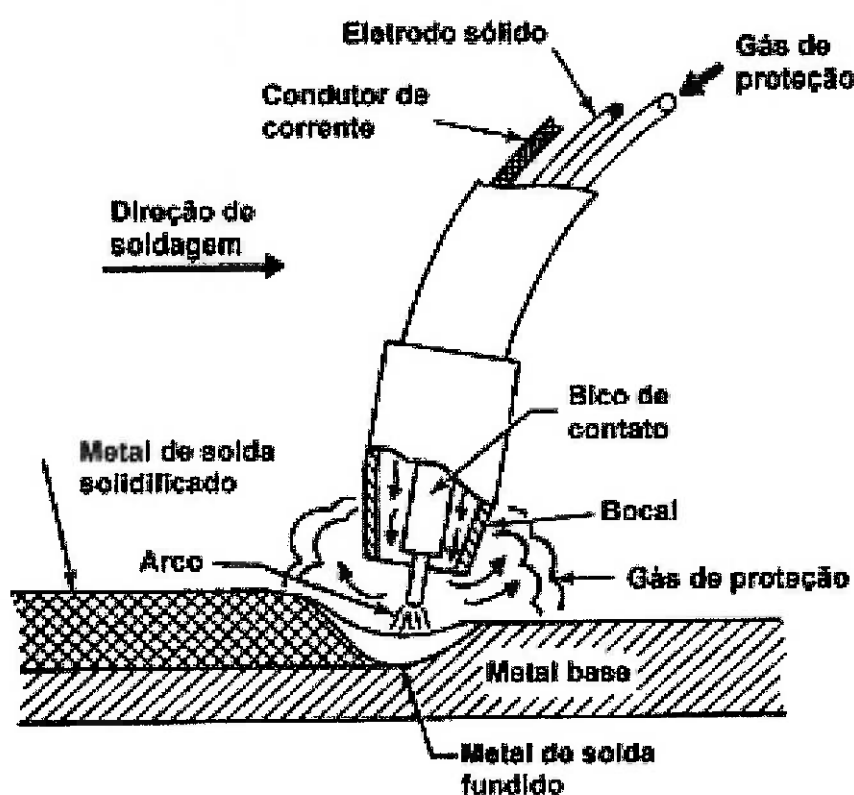
A soldagem de tubulações começa a ser utilizada após a década de 1920, inicialmente com a utilização do processo de soldagem oxiacetilênica, não demorando a ser substituída pela soldagem a arco elétrico [18].

Segundo a norma API 1104 [19], os processos mais utilizados de soldagem na montagem de tubulações em campos são MAG, Arco Submerso (AS), TIG, Eletrodo Revestido (ER), Arame Tubular (AT), Plasma, Oxiacetilênica e a soldagem por resistência com costura.

Devido ao fato de cada um destes processos possuírem limitações características, os mais utilizados na soldagem de campo são TIG e MAG para realização de passe de raiz, ER e AT para realização de passes de enchimento da junta [19].

### 2.3.1 PROCESSO MAG-TC

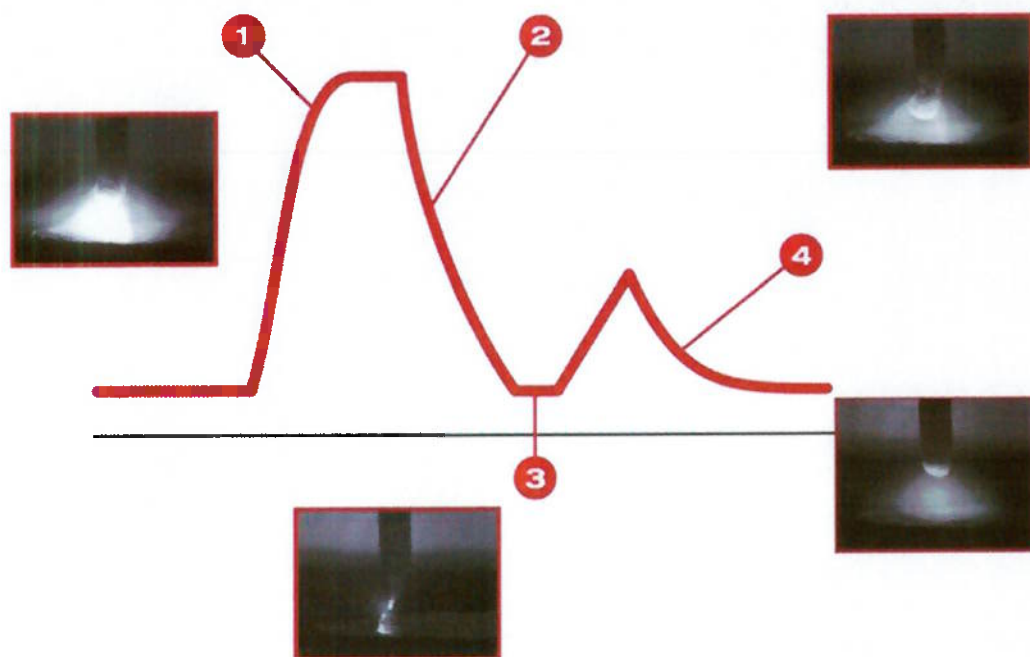
O processo de soldagem MAG consiste em um arco elétrico formado entre um arame consumível de alimentação contínua e a peça a ser soldada. A proteção da junta é feita por um fluxo de gás ativo. Este processo de soldagem pode ser automático ou semi-automático [16]. A figura 2.7 mostra de forma esquemática o processo.



**Figura 2.4:** Processo de soldagem MAG/MIG [20].

Foi desenvolvido e patenteado pela empresa Lincoln Electric Company uma variação do processo MAG denominada RAPID X<sup>®</sup>, destinado a realização de passes de raiz em tubulações, utilizando uma técnica de transferência controlada. Este processo possui uma fonte especial para controlar a corrente de modo que esta não altere a velocidade de alimentação do arame [21].

O processo MAG-TC utiliza a forma de onda sinérgica, um arco elétrico curto e estreito e baixa corrente de molhabilidade reduzindo assim a formação de respingos. A figura 2.7, mostra de forma esquemática cada ponto da curva de corrente do processo RAPID X.



**Figura 2.5:** Formato de onda do processo MAG-TC

Ponto 1: O aumento abrupto da corrente gera na ponta do arame uma gota fundida.

Ponto 2: Após a formação da gota ocorre uma redução da corrente suavizando a força do arco elétrico e a gota começa a se aproximar da poça de fusão.

Ponto 3: No momento em que a gota toca a poça de fusão há uma redução da corrente realizando assim o destacamento da gota.

Ponto 4: O arco elétrico exerce uma força de repulsão na poça de fusão finalizado assim o curto-circuito e estabelecendo um ritmo estável na poça de fusão.

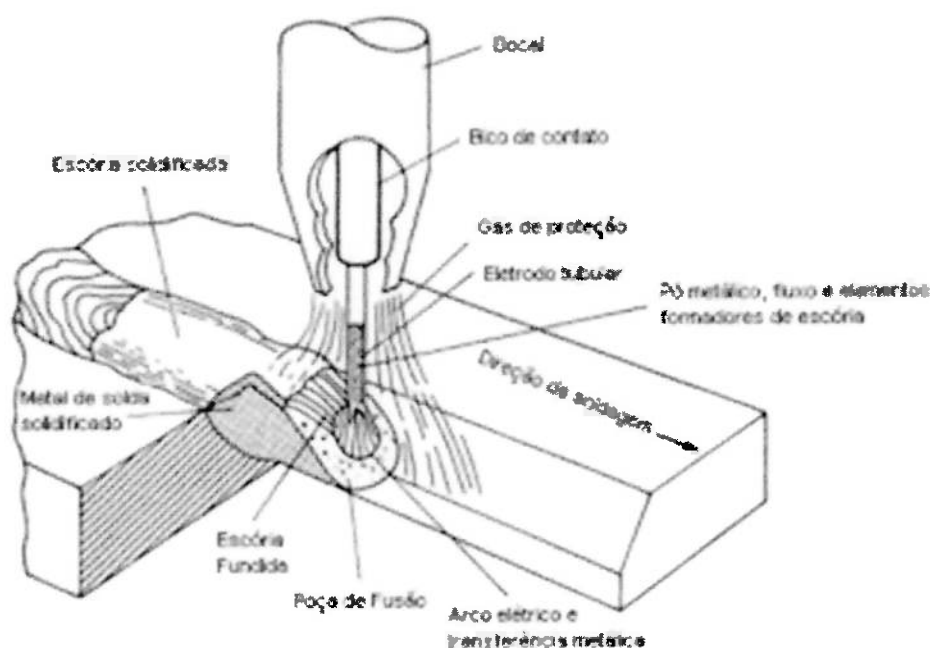
### 2.3.2 PROCESSO ARAME TUBULAR

Devido a grande necessidade de aumentar a produtividade na soldagem de tubulações o processo de soldagem AT, é uma excelente alternativa ao processo de

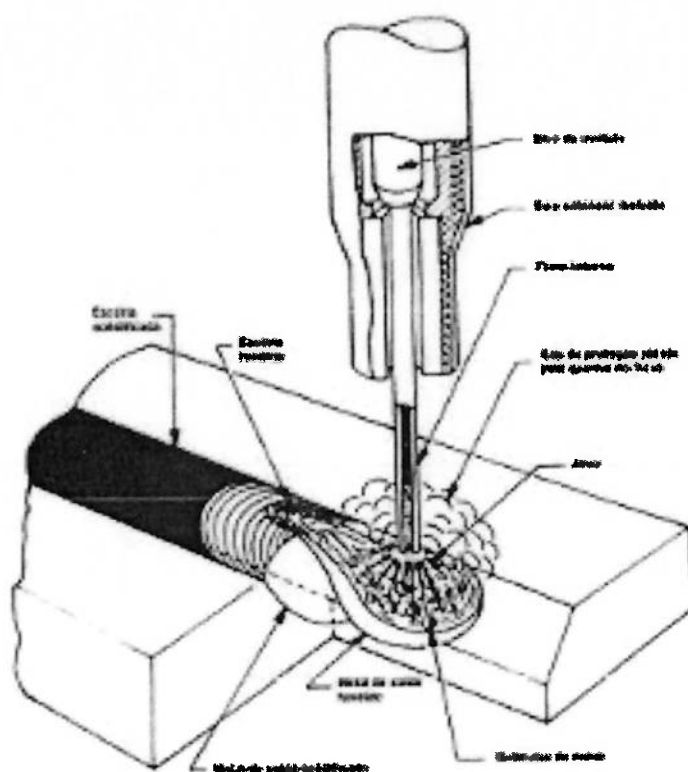
eletrodo revestido, por possuir uma alta taxa de deposição e pequeno índice de reparos [22].

A mesma definição aplicada ao processo MAG é aplicável ao processo de AT, onde um arco formado entre o eletrodo consumível alimentado continuamente por uma bobina e a peça a ser soldada, a proteção da poça de fusão pode ser feita por um fluxo de gás contínuo e/ou por uma escória [16].

A diferenciação do processo de AT para o MAG é o eletrodo e o sistema de roldana do alimentador. O processo de soldagem AT possui duas vertentes: o arame autoprotégido e o de proteção gasosa. Conforme demonstrado esquematicamente nas figuras 2.8 e 2.9 [23].



**Figura 2.6:** Esquema do processo de AT com proteção gasosa [23].



**Figura 2.7:** Esquema do processo de AT autoprotetido [23].

## 2.4 CONSUMÍVEIS

Nos processos de soldagem MAG e AT os consumíveis tem uma importância muito grande, pois influencia de maneira direta a junta soldada, no que se refere a sua resistência, aparência e sanidade do metal depositado [3].

### 2.4.1 GÁS DE PROTEÇÃO

O gás de proteção no processo MAG além de sua função primária que é proteger a poça de fusão da contaminação do ar atmosférico exerce influencia no modo de transferência, penetração e no formato do cordão [24].

O dióxido de carbono ( $\text{CO}_2$ ) é utilizado puro ou em misturas com argônio e oxigênio, sendo de maneira geral utilizado em soldagem de aços carbono e aços de baixa liga [16].

Com o aumento de penetração, e a maior velocidade podem ser descritos como vantagens da utilização do  $\text{CO}_2$ , porém o uso do  $\text{CO}_2$  aumenta a quantidade de respingos, requer a utilização de arames com elementos desoxidantes em função da atmosfera oxidante do arco elétrico [16].

No processo MAG-TC o uso do  $\text{CO}_2$  reduz em grande parte as desvantagens apontadas, pois o controle de transferência reduz a taxa de geração de respingos e equaliza a quantidade de calor que é introduzida na junta soldada [21].

#### **2.4.2 ELETRODO**

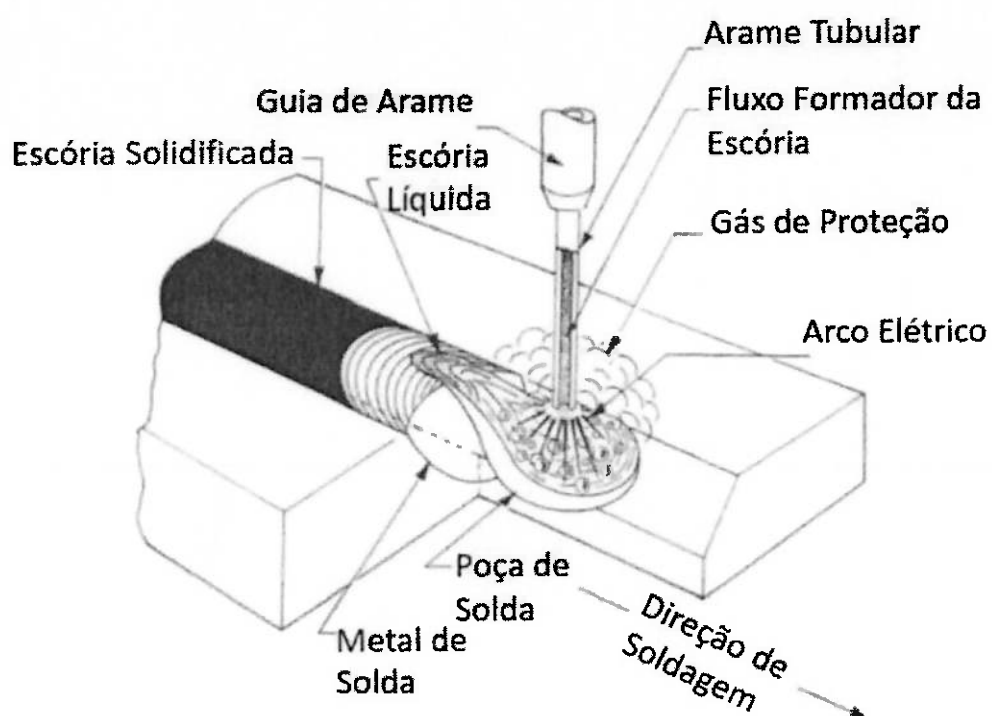
No processo de soldagem MAG utiliza-se um eletrodo consumível em forma de arame enrolado em bobinas, que possui um baixo nível de hidrogênio retido. [16]

O diâmetro do eletrodo varia em função da taxa de deposição desejada, modo de transferência, espessura do metal de base e da densidade de corrente empregada [16].

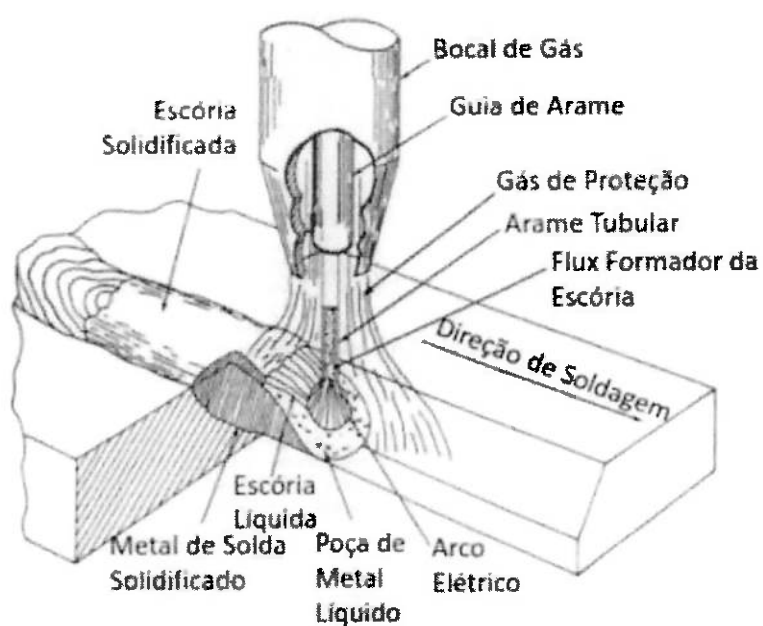
#### **2.4.3 CONSUMÍVEIS DO PROCESSO AT**

O eletrodo tubular pode ser classificado em dois tipos: o autoprotegido e o de proteção gasosa. No primeiro, a proteção da poça é realizada pela queima dos compostos que se encontram no núcleo do consumível que geram gases que protegerão a poça e a formação de escória, conforme mostra a figura 2.10 [10]. Já a proteção gasosa é feita por um suprimento de gás externo. As queimas dos compostos do interior do eletrodo apenas formam a escória protetora [16]. A figura 2.11 mostra um esquema característico do processo AT com proteção gasosa.





**Figura 2.8:** Esquemática característica do processo AT com eletrodo autoprottegido [23].

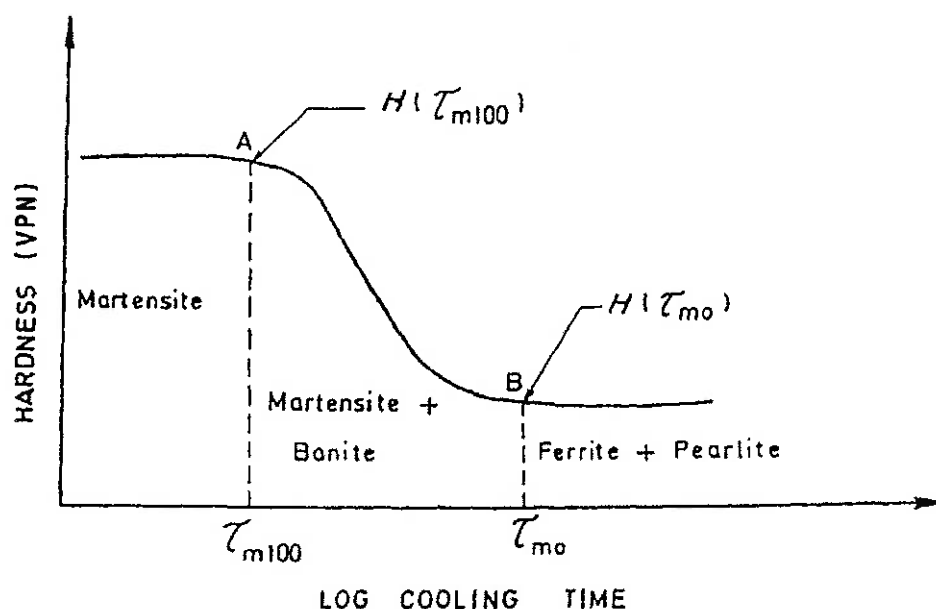


**Figura 2.9:** Esquemática característica do processo AT com proteção gasosa [23]

## 2.5 PREVISÃO DE DUREZA NA ZAC

A ZAC é uma região adjacente ao metal de solda que sofreu transformações metalúrgicas, em função dos ciclos térmicos impostos durante a soldagem, em toda sua extensão as taxas de resfriamento variam gerando diferentes microestruturas e, portanto diferentes durezas. As microestruturas da ZAC são função da composição química do metal de base e das taxas de resfriamento da decomposição da austenita.

As regiões que, geralmente, apresentam maiores valores de dureza estão localizadas próximas a linha de fusão, ou seja, justamente aquelas de grão grosseiro que sofreram as maiores taxas de resfriamento. O perfil de dureza geralmente exhibe uma redução desta dureza, desde a zona de ligação até o metal de base conforme o esboço mostrado na figura 2-22 [25].



**Figura 2-22:** Curva característica de dureza [30].

Em vista disso, diversos autores têm investido esforços na definição de equações que possam prever o perfil de dureza sem a necessidade da execução do ensaio.

Dentre os modelos propostos para previsão de dureza máxima da ZAC, este trabalho ater-se-á ao modelo proposto por Yurioka [25].

Este modelo em especial leva em consideração a composição química do material através das equações de carbono equivalente (equações 6 e 7), assim como as taxas de resfriamento no intervalo de 800°C a 500 °C (equação 8). Para tal, ele baseia-se na natureza do fluxo de calor que atravessa a chapa (equações 9 e 10) para calcular o tempo de resfriamento no intervalo de temperatura citado.

$$C_{eqI} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{6} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{15} + \frac{(Nb+V)}{5} + 10B \quad (6)$$

$$C_{eqII} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{5} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{6} + \frac{Cu}{5} + 10B \quad (7)$$

Para se determinar se a chapa se comporta como chapa fina, intermediária ou grossa é utilizada a seguinte equação do tempo adimensional  $\tau$ :

$$\tau = \frac{Cph^2(T - T_0)}{Q/v} \quad (8)$$

As equações para se determinar o  $\Delta t$  800-500 é utilizado para chapa fina e chapa grossa são:

$$\tau = \left(\frac{1}{2\pi K Cp}\right) \left(\frac{Q}{vh}\right)^2 \left[\left(\frac{1}{500-T_0}\right)^2 - \left(\frac{1}{800-T_0}\right)^2\right] \quad \text{Chapa Fina} \quad (9)$$

$$\tau = \left(\frac{1}{tr}\right) \left(\frac{1}{2\pi K}\right) \left(\frac{Q}{v}\right) \left[\left(\frac{1}{500-T_0}\right) - \left(\frac{1}{800-T_0}\right)\right] \quad \text{Chapa Grossa} \quad (10)$$

Tendo-se as variáveis descritas nas equações acima a dureza máxima teórica é calculada conforme a equação a seguir:

$$H = 406(C) + 164(C_{eqI}) + 183 - [360(C) - 149(C_{eqI}) + 100] \tan^{-1}(x) \quad (11)$$

$$x = \left[ \frac{\log \tau - 2.822(C_{eqII}) + 0.262}{0.526 - 0.195(C_{eqII})} \right] \quad (12)$$

### **3. OBJETIVOS**

O objetivo deste trabalho é estudar o comportamento do perfil de microdureza em uma soldagem multipasse, na raiz e na ZAC, em juntas soldadas de um tubo API 5L X80 pelo processo a arco pulsado RAPID-X<sup>®</sup> e enchimento e acabamento pelo processo de arame tubular com proteção gasosa.

#### 4. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram soldados dois anéis tubulares com 3000 mm de perímetro, diâmetro externo de 42" e espessura nominal de parede de 16,0 mm. Durante a soldagem foram registradas as histórias térmicas de todos os passes e os tempos de arco aberto, com a coleta de dados dos perfis de corrente, tensão, vazão do gás e velocidade de alimentação do arame (consumível), conforme tabela 4.1

**Tabela 4.1:** Descrição da soldagem dos anéis.

Junta Soldada	Raiz			Enchimento/Acabamento		
	Processo	Consumível	Gás de Proteção	Processo	Consumível	Gás de Proteção
JS1	MAG Rapid X®	ER80S-G	80(Ar) 20(CO <sub>2</sub> )	AT-PG	E 111T1-K3M-JH4	80(Ar) 20(CO <sub>2</sub> )
JS2	MAG Rapid X®	ER80S-G	90(Ar) 10(CO <sub>2</sub> )	AT-PG	E 111T1-K3M-JH4	80(Ar) 20(CO <sub>2</sub> )

##### 4.1 METAL DE BASE

O tubo utilizado na soldagem dos corpos de prova deste trabalho foi o API 5L X80 de chapas produzidas via rota TMCR e o tubo via UOE pela empresa CBMM.

A composição química do tubo utilizado e a especificada pela norma API 5L classe X80 pode ser verificada na tabela 4.2.

**Tabela 4.2:** Composição química API 5L X80

ELEMENTO QUÍMICO	TUBO UTILIZADO	ESPECIFICADO PELA API 5L X80
C	0,061	≤ 0,22
Mn	1,597	≤ 1,85
P	0,005	0,025 máx.
S	0,003	0,015 máx.
Ti	0,015	≤ 0,15
V	0,027	
Nb	0,0649	
Si	0,216	N.E
Cr	0,192	N.E
Ni	0,198	N.E.
Mo	0,002	N.E.
Al	0,049	N.E.
Cu	0,012	N.E.
Fe	97,54	N.E.
CEIw	0,164	N.E.
Pcm	0,385	N.E.

## 4.2 CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

Consumíveis utilizados para a soldagem dos anéis foram fornecidos pela empresa Lincoln Electric.

### 4.2.1 CONSUMÍVEIS PARA SOLDAGEM COM O PROCESSO MAG-TC

Para a soldagem das raízes das juntas foi utilizada a classificação de ER80S-G para o processo RapidX®.

A classificação ER80S-G segue a especificação da norma AWS A5.28/A5.28M e sua composição química e resistência mecânicas podem ser observadas na tabela 4.3 e 4.4.

**Tabela 4.3:** Composição química do eletrodo ER80S-G soldado com gás 80% argônio e 20% CO<sub>2</sub>.

CONSUMÍVEL		ELEMENTO QUIMICO					
		%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cu
FABRICANTE	ER80S-G	0.05-0.15	1.40-1.60	0.40-0.70	≤ 0.02	≤ 0.02	≤ 0.02
ESPECIFICADO	ER80S-G	N.E.	N.E.	N.E.	N.E.	N.E.	N.E.

**Tabela 4.4:** Resistência mecânica do eletrodo ER80S-G soldado com gás 80% argônio e 20%

CONSUMÍVEL		Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento mín. (%)	Ensaio de Impacto -29° C (J)
ESPECIFICADO	ER80S-G	N.E.	N.E.	N.E.	N.E.
FABRICANTE	ER80S-G	620-690	690-760	20-24	110-150

#### 4.2.2 CONSUMÍVEIS PARA SOLDAGEM COM O PROCESSO ARAME TUBULAR

Para a realização do enchimento das duas as juntas soldadas foi utilizado o processo de arame tubular protegido a gás (AT-PG) com 80%(Ar) 20%(CO<sub>2</sub>) e consumível de classificação E 111T1-K3M-JH4 e regido pela especificação AWS A5.29/A5.29M. A tabela 4.7 e 4.8 mostram os valores de composição química e resistência mecânica do consumível, respectivamente.

**Tabela 4.5:** Composição química do consumível E111T1-K3M-JH4.

CONSUMÍVEL		ELEMENTO QUIMICO								
		%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Ni	%Cr	%Mo	%V
ESPECIFICADO	E111T1-K3M-JH4	≤ 0.15	0.75–2.25	≤ 0.80	≤ 0.03	≤ 0.03	1.25–2.60	≤ 0.15	0.25–0.65	≤ 0.05
FABRICANTE	E111T1-K3M-JH4	0.06	1.5	0.2	0.010	0.015	2.0	N.I.	0.5	N.I.

**Tabela 4.6:** Resistência mecânica do consumível E111T1-K3M-JH4

CONSUMÍVEL		Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento mín. (%)	Ensaio de Impacto -29° C (J)
ESPECIFICADO	E111T1-K3M-JH4	min. 680	760-900	min. 15	min. 27
FABRICANTE	E111T1-K3M-JH4	740	790	19	75

### 4.3 EQUIPAMENTO DE SOLDAGEM

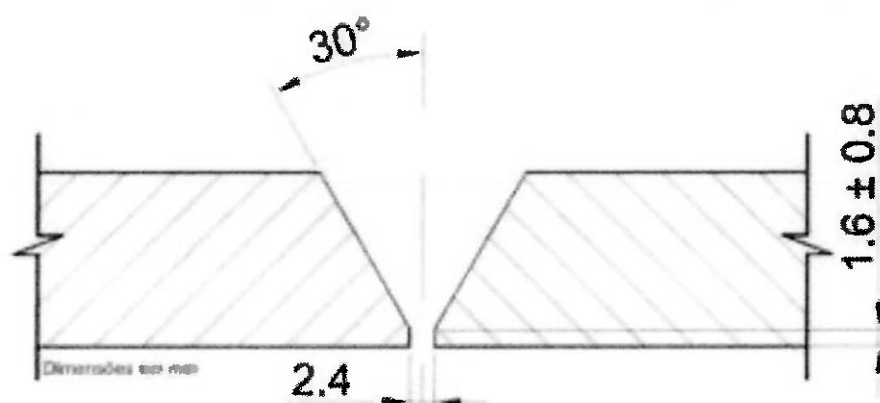
Os processos de soldagem, MAG-TC utilizado nos passes de raiz e o AT para a realização dos passes de enchimento e acabamento, foram realizados com o equipamento POWER WAVE S500 fabricado nos Estados Unidos da América, pela The Lincoln Electric Company. Conforme Figura 4.1

**Figura 4.1:** Equipamento de Soldagem Lincoln Electric Power Wave S500 [29].



#### 4.4 TIPO DE CHANFRO E DIMENSIONAL DA JUNTA

O tipo de chanfro utilizado para realização da soldagem foi o chanfro em "V" com ângulo de  $60^\circ$  e abertura de raiz de 2,4 mm, conforme figura 4.2.



Chanfro em V

**Figura 4.2:** Detalhamento do tipo de chanfro utilizado.

#### 4.5 VARIÁVEIS

Na realização da soldagem foram utilizados os parâmetros descritos nas tabelas 4.7 e 4.8 para as juntas J1 e J2, respectivamente.

**Tabela 4.7:** Parâmetros utilizados na soldagem da junta J1.

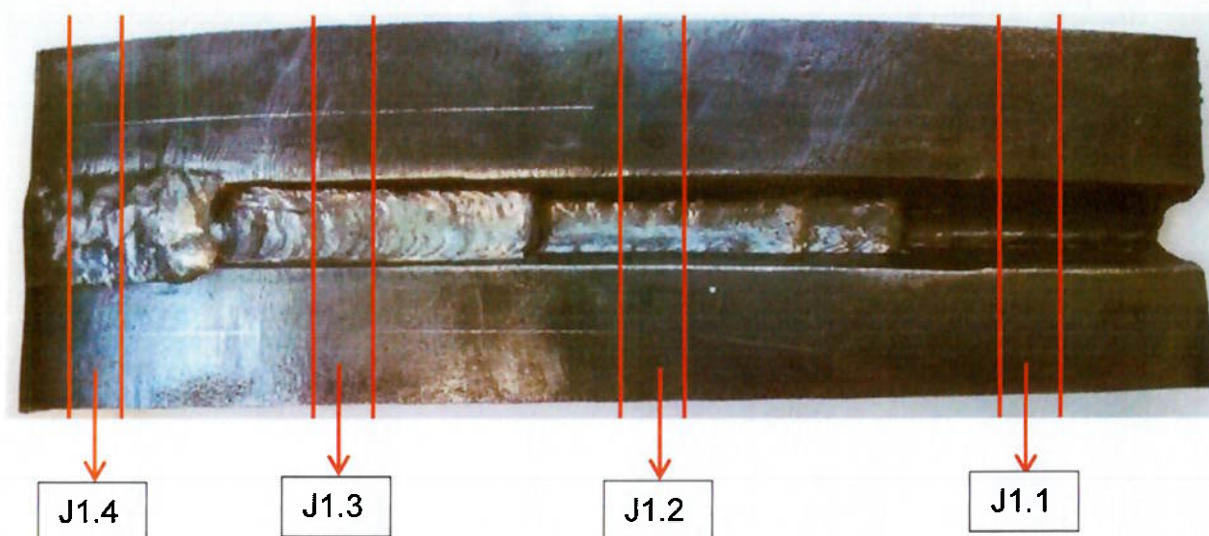
TIPO DE PASSE	Raiz	Enchimento 1	Enchimento 2	Acabamento 1	Acabamento 2
Classificação do eletrodo	ER80S-G	E 111T1- K3M-JH4	E 111T1- K3M-JH4	E 111T1- K3M-JH4	E 111T1- K3M-JH4
Diâmetro do eletrodo (mm)	1.1	1.2	1.2	1.2	1.2
Posição de soldagem	vertical	vertical	vertical	vertical	vertical
Progressão de soldagem	ascendente	ascendente	ascendente	ascendente	ascendente
Temperatura de pré- aquecimento (°C)	150	N.A.	N.A.	N.A.	N.A.
Temperatura de interpasse (°C)	N.A.	153	160	162	155
Vazão do gás (lpm)	20	20	20	20	20
Velocidade de alimentação do arame (m/mim)	3,3	10	10	10	10
Velocidade de soldagem (mm/s)	7,38	3,69	2,43	3,62	4,21
Energia de soldagem (kj)	403,67	1107,75	3222,4	2135,4	1779,8

**Tabela 4.8:** Parâmetros utilizados na soldagem da junta J2.

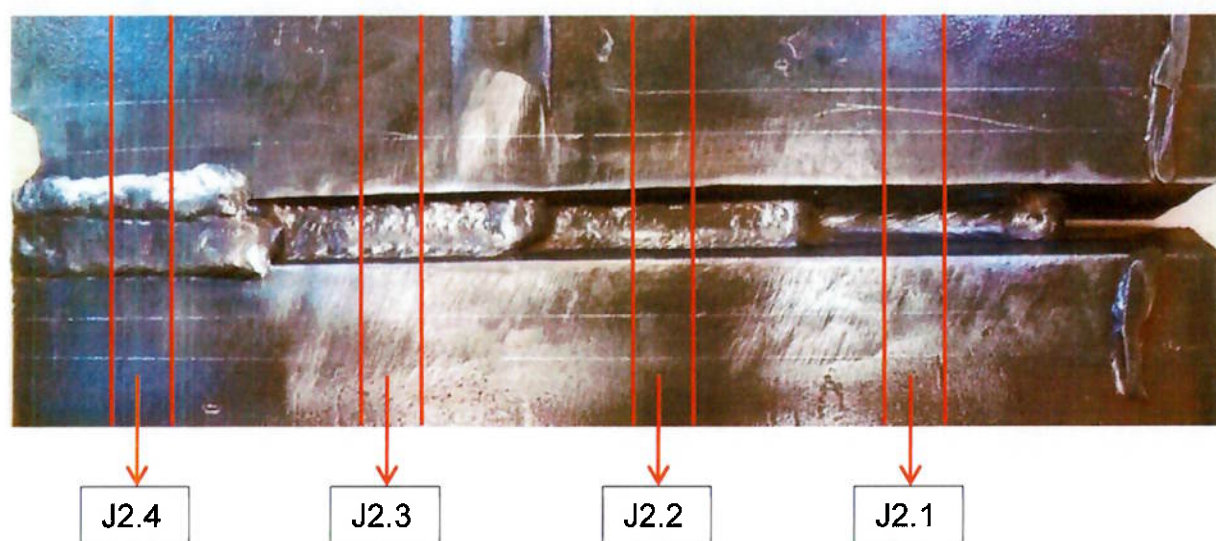
TIPO DE PASSE	Raiz	Enchimento 1	Enchimento 2	Acabamento 1	Acabamento 2
Classificação do eletrodo	ER80S-G	E 111T1-K3M-JH4	E 111T1-K3M-JH4	E 111T1-K3M-JH4	E 111T1-K3M-JH4
Diâmetro do eletrodo (mm)	1,1	1,2	1,2	1,2	1,2
Posição de soldagem	Vertical	Vertical	Vertical	Vertical	Vertical
Progressão de soldagem	Descendente	Ascendente	Ascendente	Ascendente	Ascendente
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	100	N.A.	N.A.	N.A.	N.A.
Temperatura de interpasse (°C)	N.A.	153	158	160	160
Vazão do gás (lpm)	20	20	20	20	20
Velocidade de alimentação do arame (m/mim)	3,3	10	10	10	10
Velocidade de soldagem (mm/s)	6,73	4,77	3,30	4,22	3,33
Energia de soldagem (kJ)	1785,4	1735,43	2887,44	2136,13	2756,1

#### 4.6 PREPARAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA PARA MACROGRAFIAS

A soldagem foi realizada com a geração de um escalonamento entre os passes, conforme as figuras 4.3 e 4.4, de tal modo que se pudesse analisar a influência de um passe sobre outro.



**Figura 4.3:** Ilustração do escalonamento e da retirada dos corpos de prova em J1.



**Figura 4.4:** Ilustração do escalonamento e da retirada dos corpos de prova em J2.

Após o corte efetuado com cortador de disco abrasivo (cut-off) e com dimensões finais de 45mm x 10mm, os corpos de prova foram embutidos a quente com baquelite na embutidora CitoPress-10 fabricada pela STRUERS-figura 4.5.



**Figura 4.5:** Embutidora automática utilizada no embutimento das amostras.

A preparação das amostras para realização de macrografias foi realizada por meio de lixamento manual com as lixas: 100, 180, 220, 320, 400, 600 e 1200 e posterior ataque químico por imersão com Nital 6% por no máximo 30 segundos.

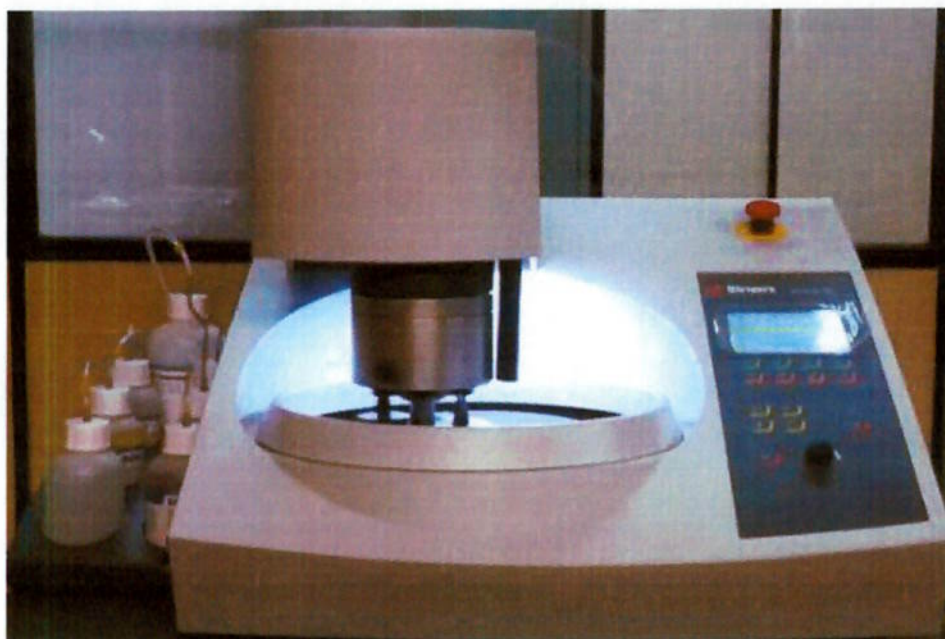
Após polimento das amostras, elas foram atacadas quimicamente. Foram realizadas as captações das imagens com a lupa Stemi 2000-C e câmera AxioCam ICc 5, ambas fabricadas pela ZEISS. A figura 4.6. mostra o equipamento utilizado para a captação das imagens.



**Figura 4.6:** Lupa Stemi 2000-C e câmera AxioCam ICc 5.

#### 4.7 PREPARAÇÕES DOS CORPOS DE PROVA PARA MICROGRAFIAS

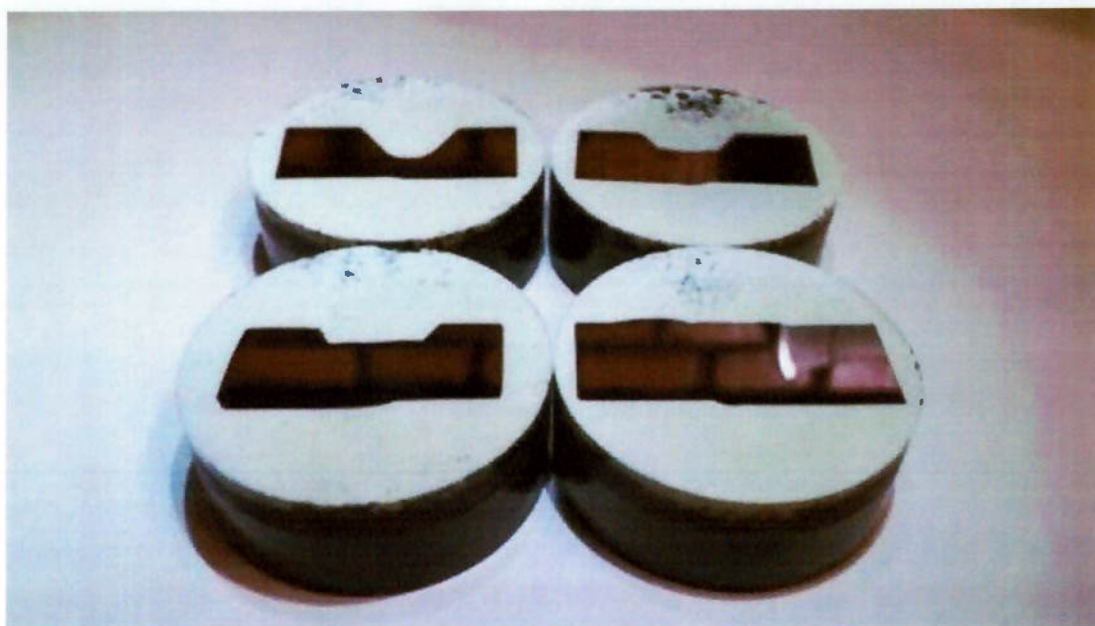
Após a realização das macrografias as amostras foram novamente polidas, na politriz automática Tegramin 25 da STRUERS conforme figura 4.7, para, em seguida serem atacadas com Nital 2%.



**Figura 4.7:** Politriz automática Tegramin 25.

A realização do polimento seguiu a seguinte sequencias de utilização de panos e fluidos: para o desbaste grosseiro foi utilizado o pano MD Piano 220<sup>®</sup>; em sequencia, o pano MD Alegro<sup>®</sup> com solução de 9  $\mu\text{m}$ ; e após o MD Dur<sup>®</sup> com solução de 3  $\mu\text{m}$  e finalizado com o MD Nap<sup>®</sup> com solução de 1  $\mu\text{m}$ . As figuras 4.8 e 4.9 mostram como ficaram as amostras após o polimento.





**Figura 4.8:** Amostra da junta J1 para a realização da micrografia.



**Figura 4.9:** Amostra da junta J2 para a realização da micrografia.

#### **4.8 ENSAIO DE MICRODUREZA**

Os mapeamentos dos perfis de dureza das amostras foram realizados no microdurômetro DuroScan da EMCOTEST, figura 4.10.



**Figura 4.10:** Equipamento de microdureza DuroScan.

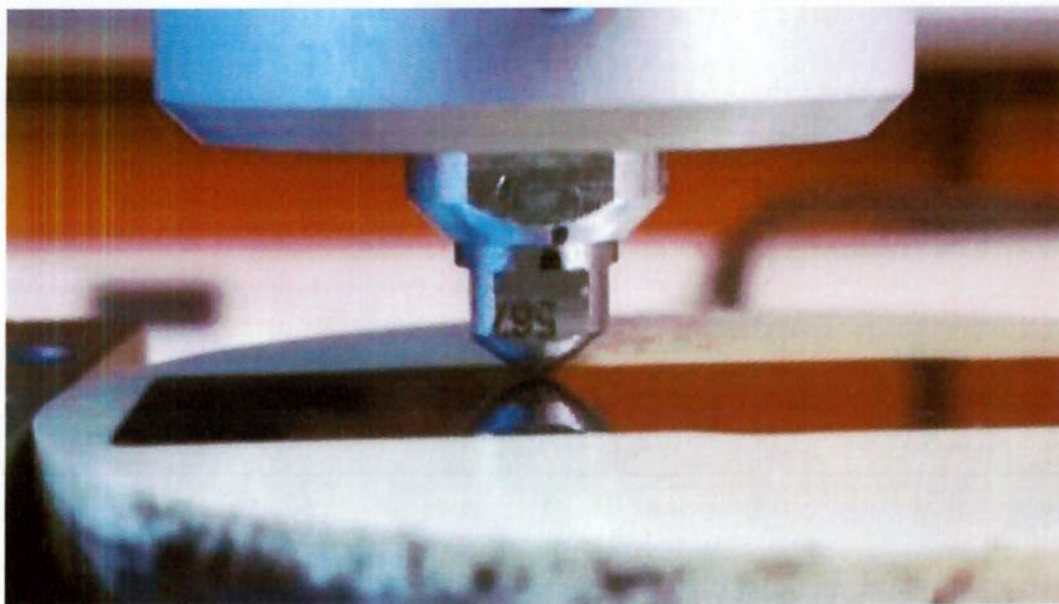
O ensaio de dureza foi realizado visando ter um mapeamento completo da evolução da microdureza em consequência dos passes subsequentes ao passe de raiz. A nuvem de pontos possui espaçamento 0,3 mm, conforme figura 4.11.



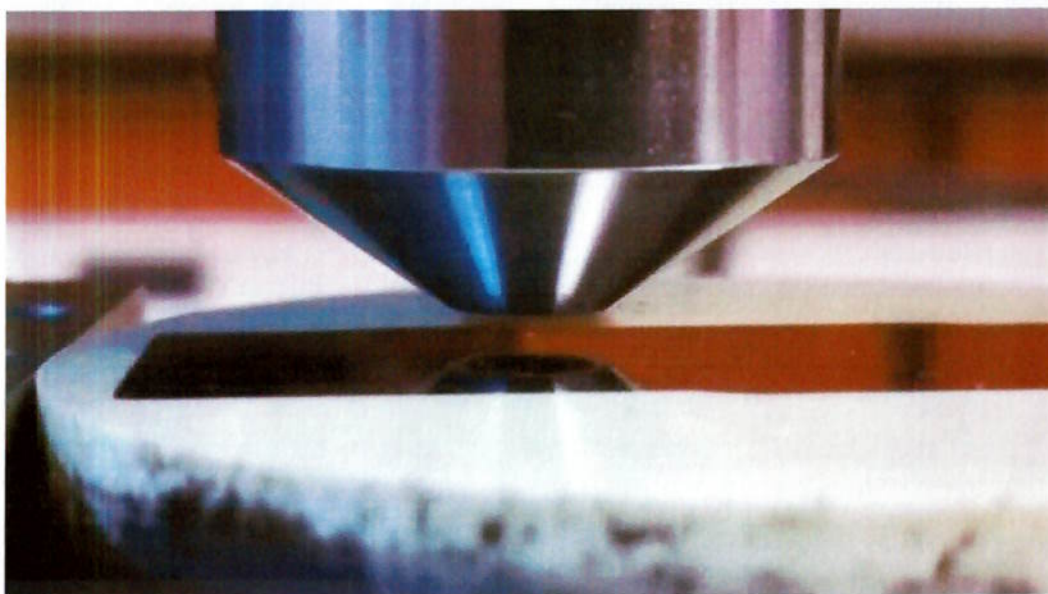
**Figura 4.11:** Nuvem de pontos de microdureza realizado pelo DuroScan.

A realização dos pontos foi executada com uma ponteira piramidal de diamante e medidos a laser com uma lupa com um aumento de 60X. As figuras 4.12 e 4.13 mostram a medição dos pontos de microdureza.





**Figura 4.12:** Momento da realização de endentação da microdureza.



**Figura 4.13:** Realização da medição da indentação.

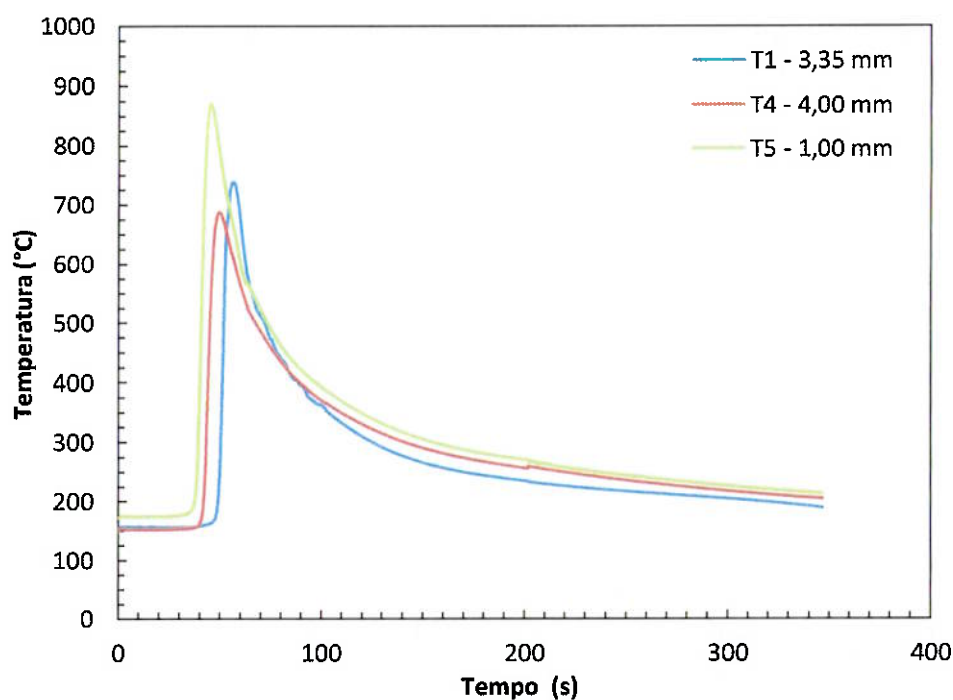
## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1 CICLOS TÉRMICOS

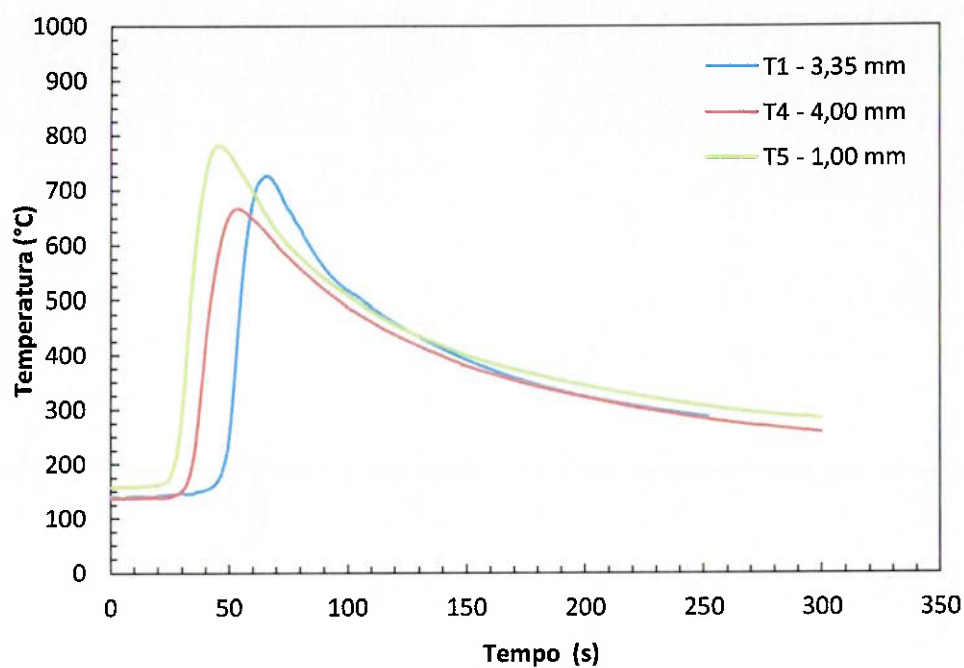
Durante a soldagem foram registrados os ciclos térmicos dos passes de enchimento e acabamento que agiram sobre a raiz da junta soldada conforme os gráficos a seguir.

Durante a realização do passe de raiz da junta J1 houve uma falha e não foi possível realizar o registro do ciclo térmico.

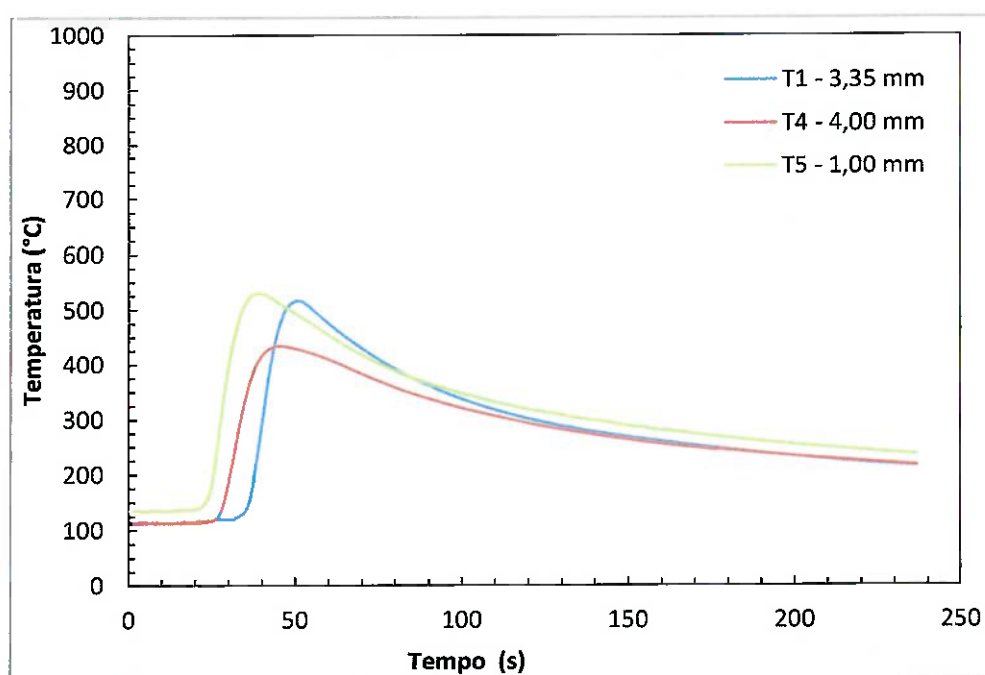
No passe do primeiro enchimento, apenas o termopar T5, mais próximo da Zona de Ligação (1,00 mm) atingiu temperatura superior a 800°C. O  $\Delta t_{800-500}$  foi de 24 segundos. Nos passes subsequentes, todos os termopares atingiram temperaturas inferiores a 800°C. A tendência era de queda das temperaturas de pico, pois a fonte se afastava dos termopares a cada passe de soldagem.



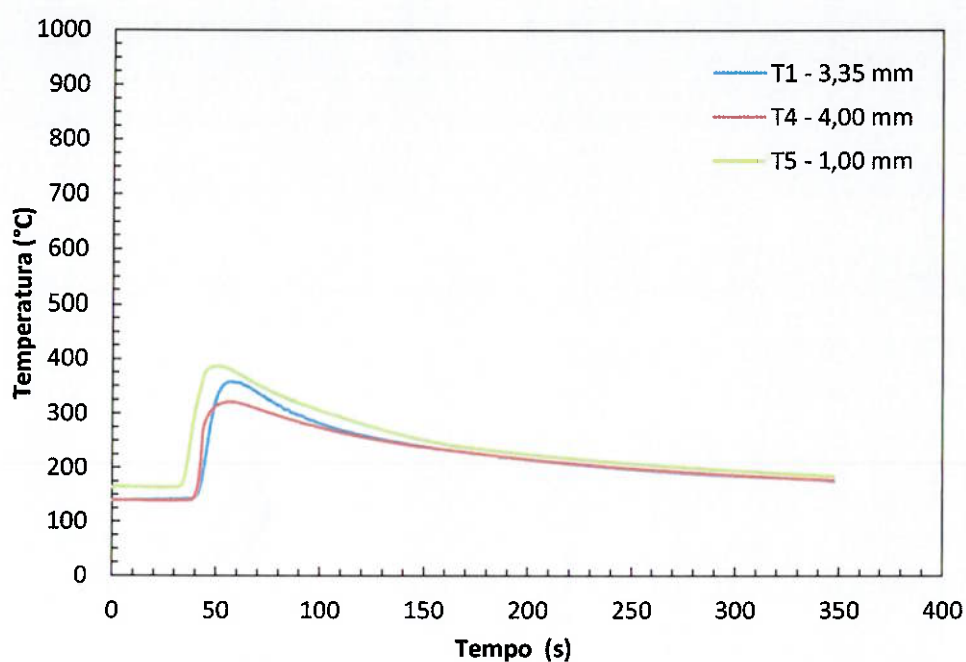
**Figura 5.1:** Ciclo térmico atuante no primeiro passe de enchimento da junta J1.



**Figura 5.2:** Ciclo térmico atuante no segundo passe de enchimento da junta J1.

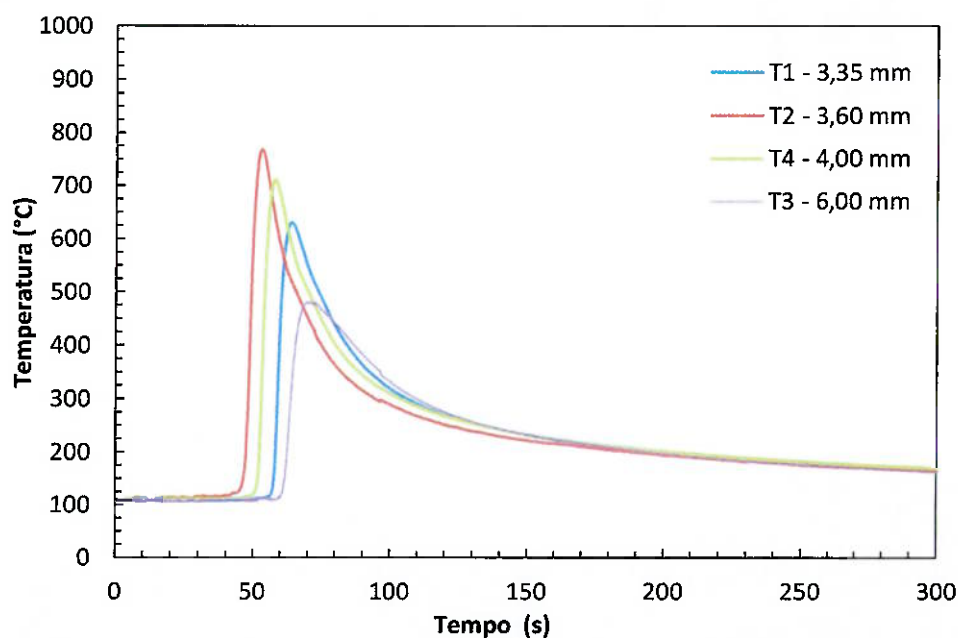


**Figura 5.3:** Ciclo térmico atuante no primeiro passe de acabamento da junta J1.

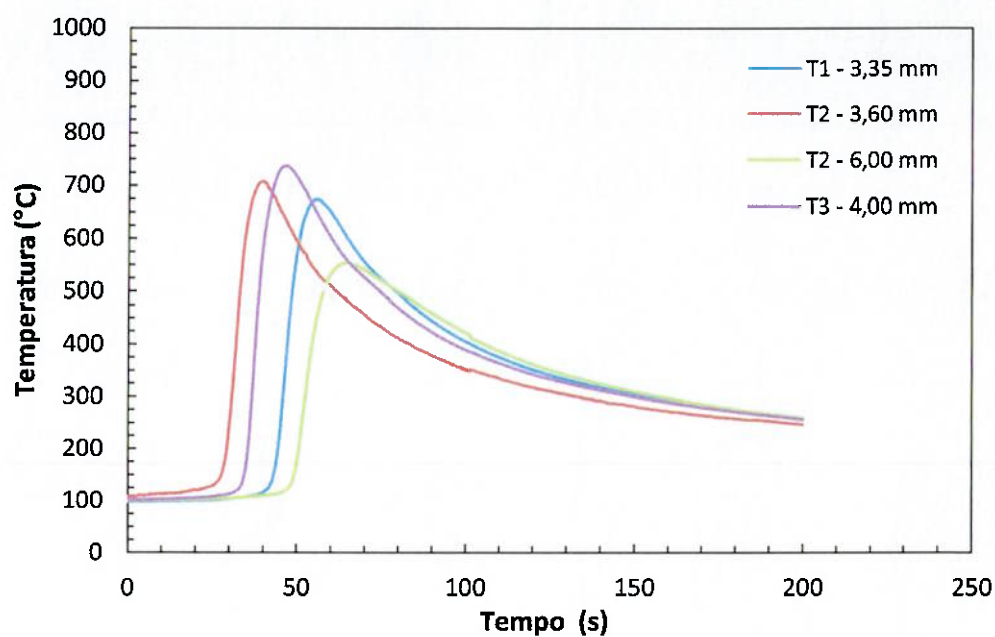


**Figura 5.4:** Ciclo térmico atuante no segundo passe de acabamento da junta J1.

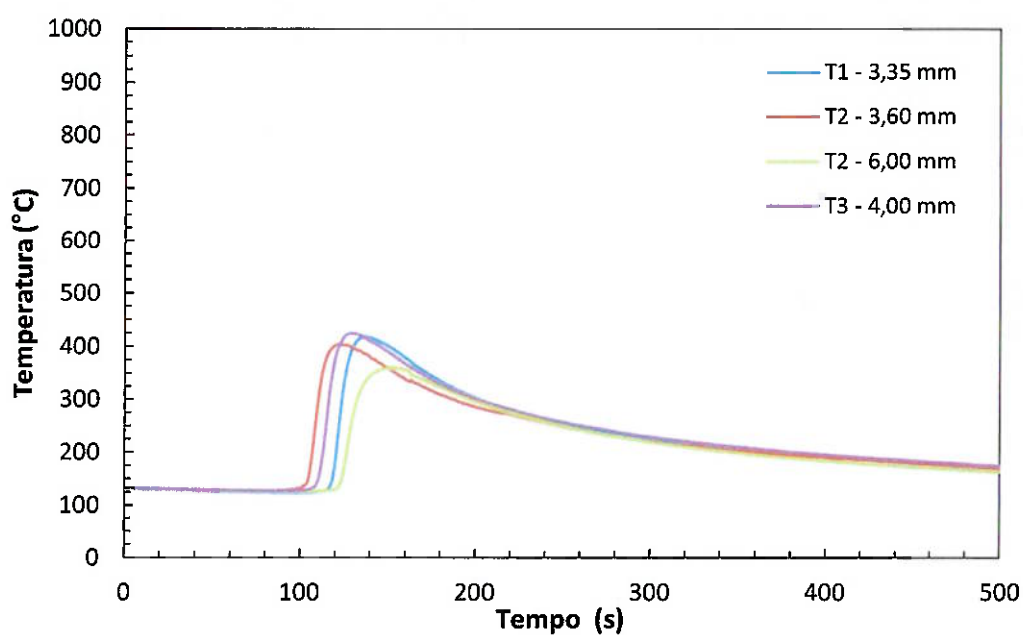
Na soldagem da junta J2 não houve nenhum registro de temperatura superior a 800°C nos passes executados posteriormente ao passe de raiz.



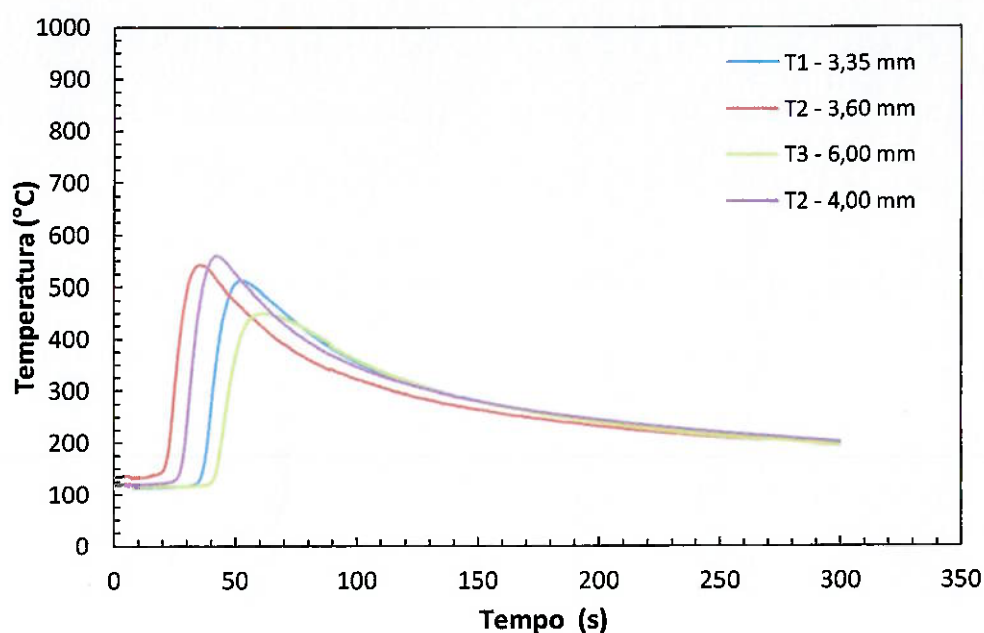
**Figura 5.5:** Ciclo térmico atuante no primeiro passe de enchimento da junta J2.



**Figura 5.6:** Ciclo térmico atuante no segundo passe de enchimento da junta J2.



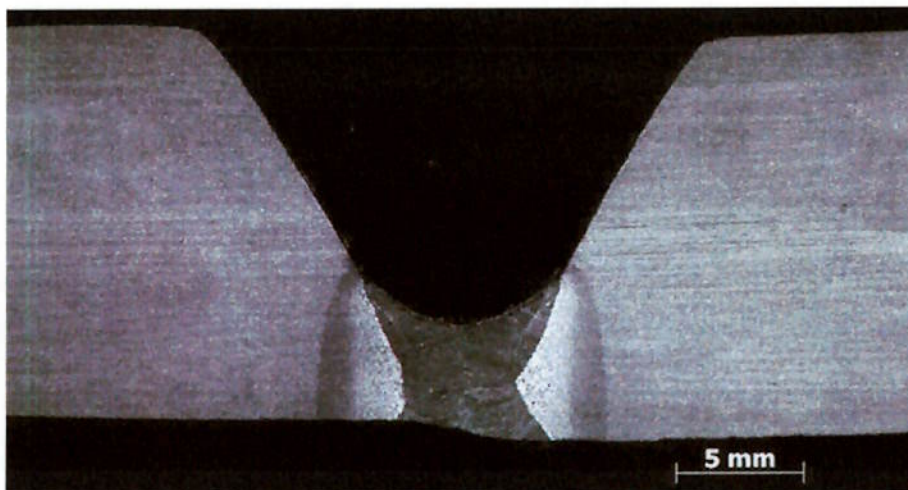
**Figura 5.7:** Ciclo térmico atuante no primeiro passe de acabamento da junta J2.



**Figura 5.8:** Ciclo térmico atuante no segundo passe de acabamento da junta J2.

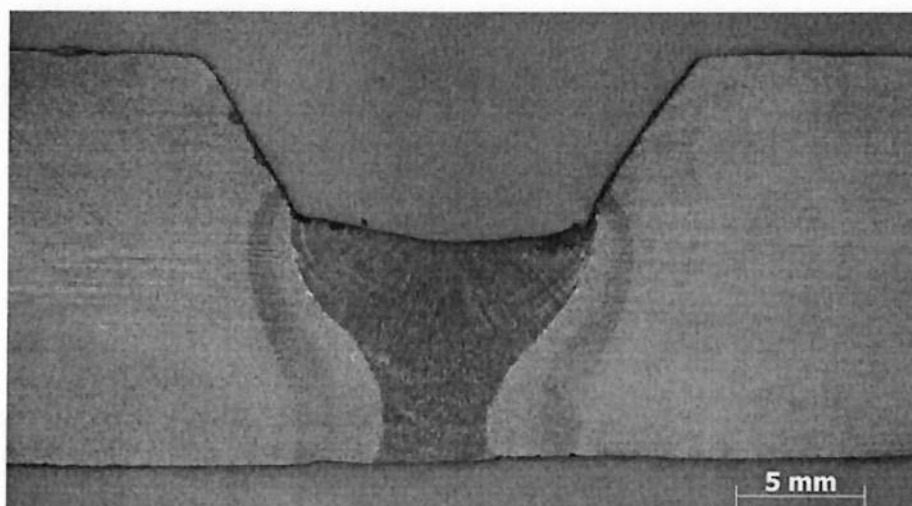
## 5.2 CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA POR MACROGRAFIAS

As macrografias da junta J1 podem ser visualizadas nas figuras 5.9, 5.10, 5.11 e 5.12. Nestas macrografias, pode-se observar a influencia de um passe de soldagem sobre o passe anterior, assim como o efeito de reaquecimento da ZAC. De forma geral, os cordões de solda realizados na junta J1 apresentaram boa sanidade.

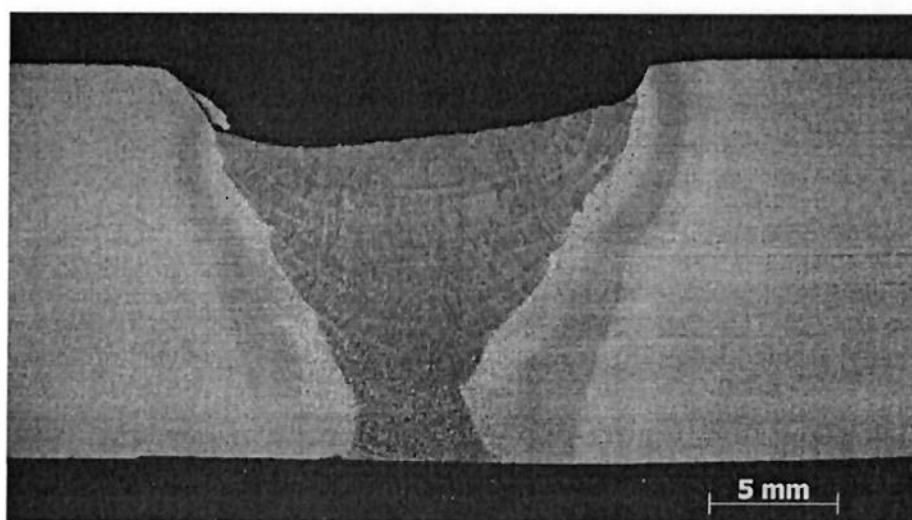


**Figura 5.9:** Macrografia do corpo de prova J1.1. Reagente: Nital 6%.

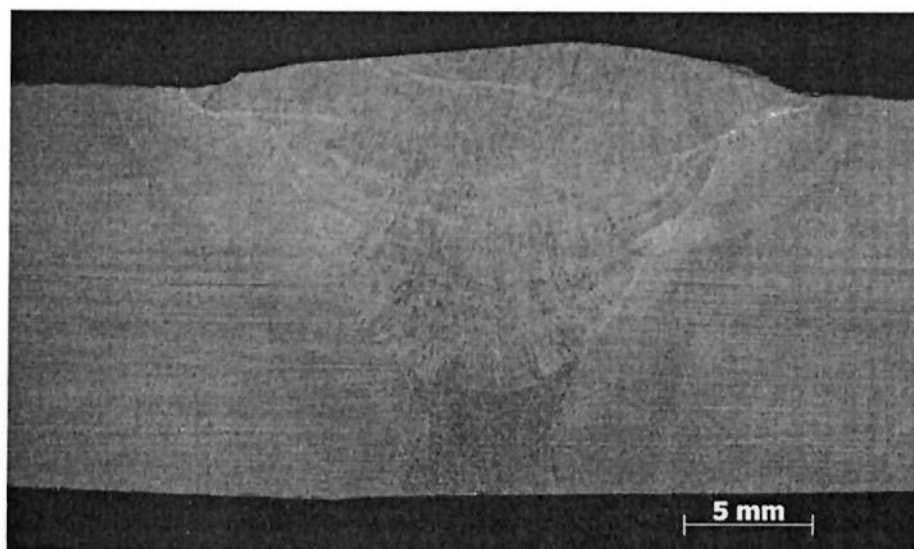




**Figura 5.10:** Macrografia do corpo de prova J1.2. Reagente: Nital 6%.

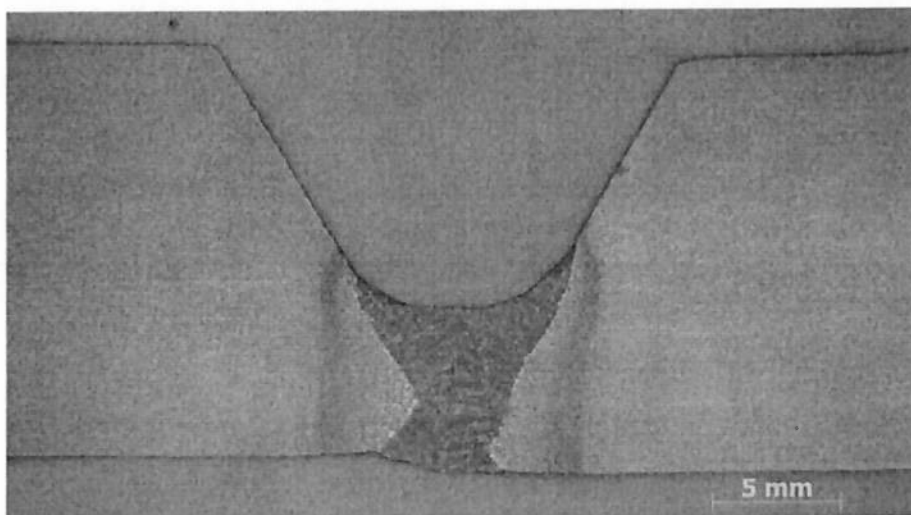


**Figura 5.11:** Macrografia do corpo de prova J1.3. Reagente: Nital 6%.

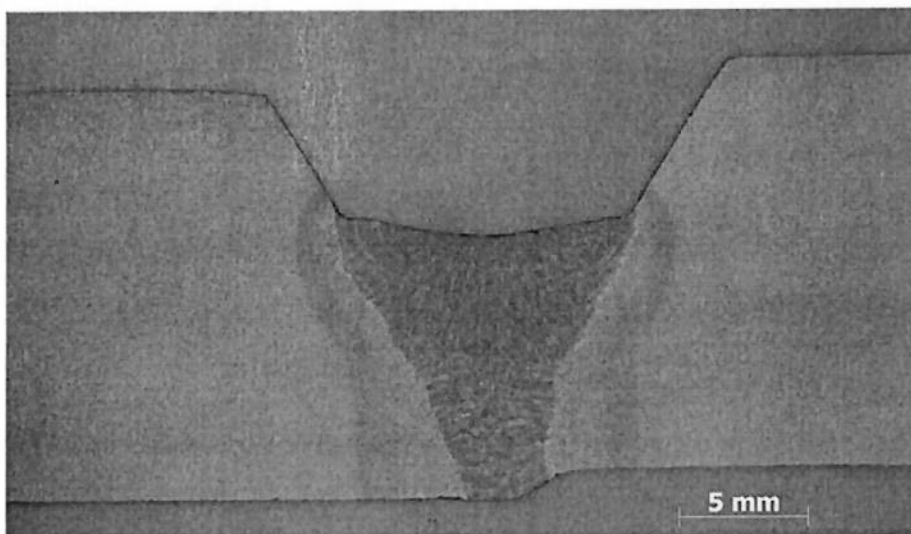


**Figura 5.12:** Macrografia do corpo de prova J1.4. Reagente: Nital 6%.

As macrografias da junta J2 estão apresentadas pelas figuras 5.13, 5.14, 5.15 e 5.16. Manteve-se também boa sanidade, com exceção do corpo de prova J2.4 que apresentou falta de fusão na raiz e uma indicação de inclusão não metálica.

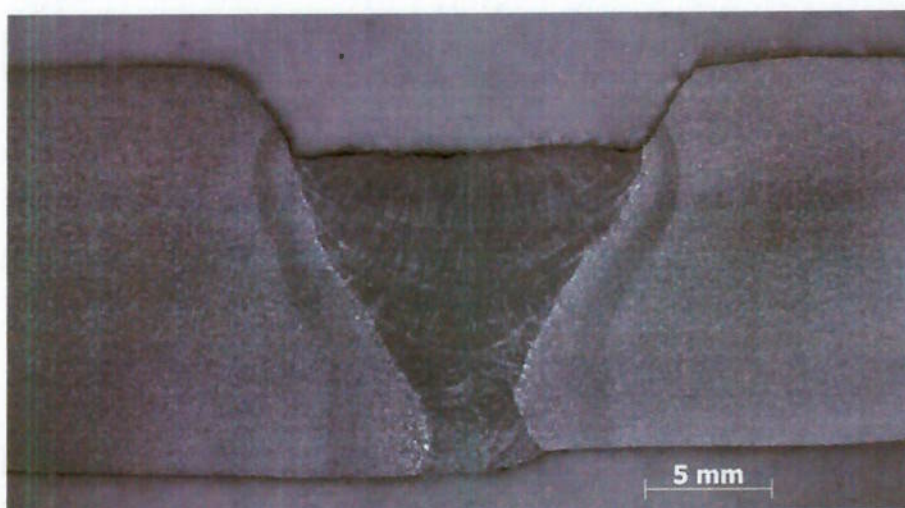


**Figura 5.13:** Macrografia do corpo de prova J2.1. Reagente: Nital 6%.

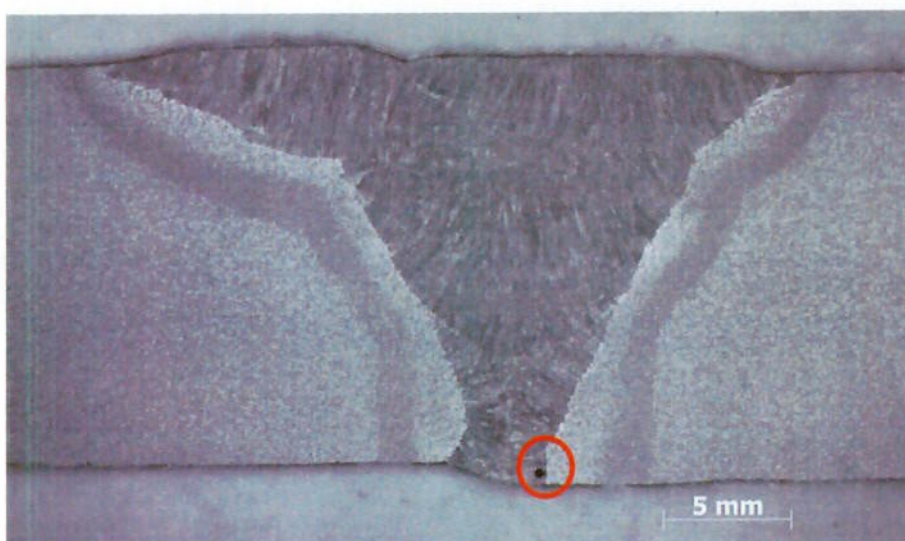


**Figura 5.14:** Macrografia do corpo de prova J2.2. Reagente: Nital 6%.





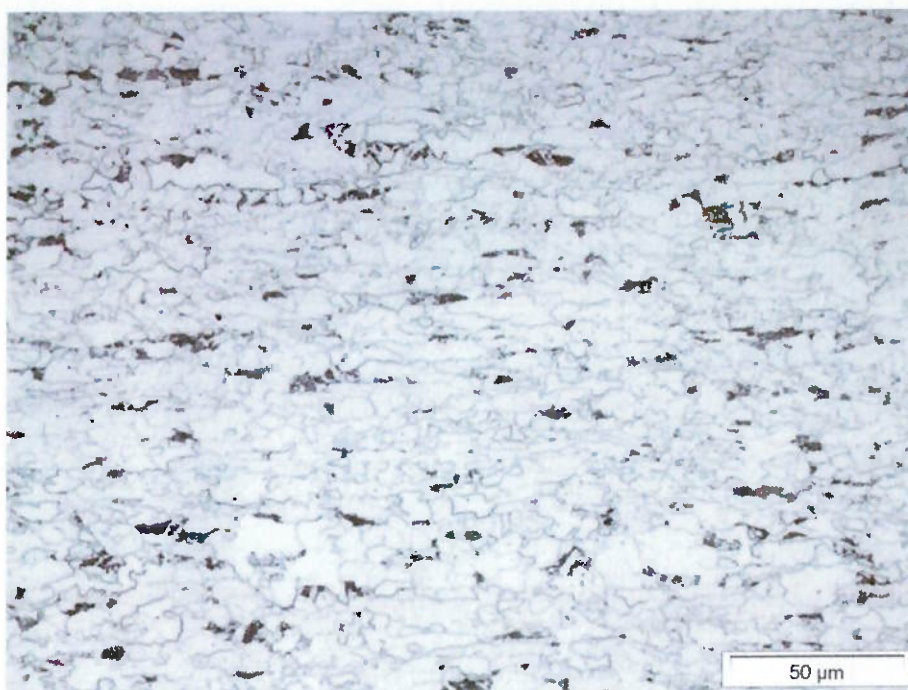
**Figura 5.15:** Macrografia do corpo de prova J2.3. Ataque Nital 6%



**Figura 5.16:** Macrografia do corpo de prova J2.4. Ataque Nital 6%. O círculo vermelho mostra a falta de fusão e a inclusão não metálica.

### 5.3 CARACTERIZAÇÃO POR MICROGRAFICA COM MICROSCOPIA ÓPTICA

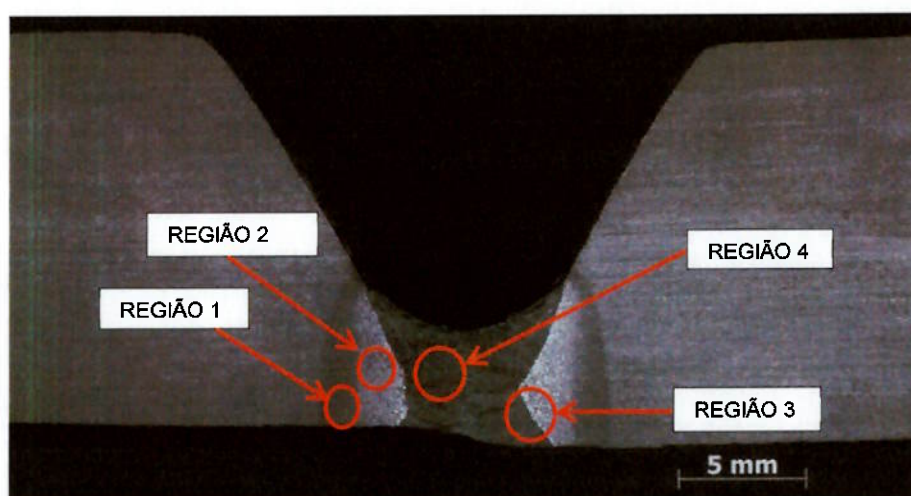
A figura 5.17 mostra a microestrutura do metal de base API 5L X80, utilizado neste trabalho. Devido à rota de fabricação TMCR imposta, a morfologia apresenta um achatamento das matrizes microconstituintes do material ferrita e com ilhas de perlita.



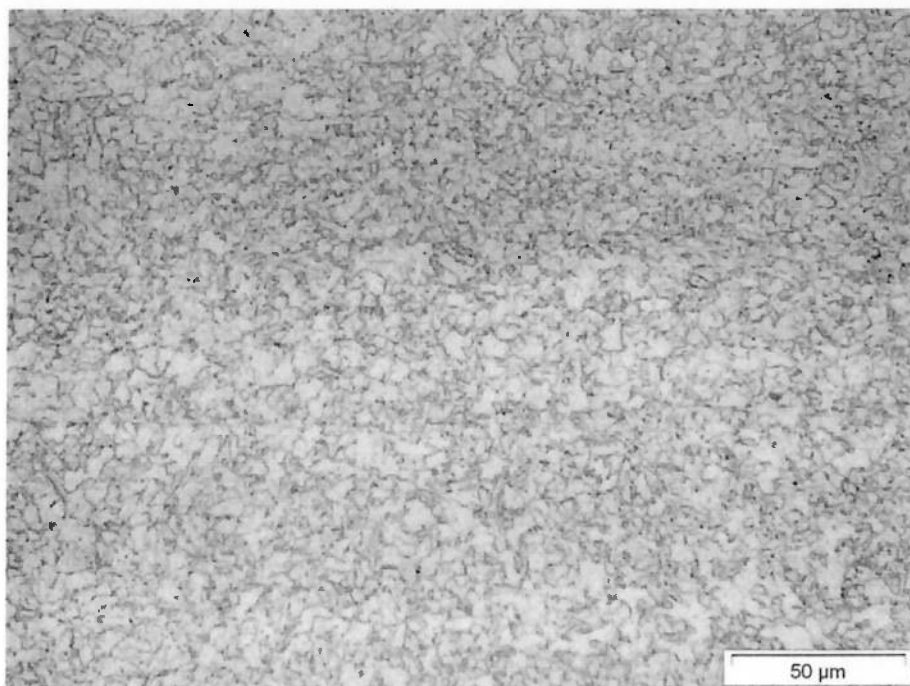
**Figura 5.17:** Microestrutura do metal de base (API 5L X80). Ataque Nital 2%. Aumento de 500x.

### 5.3.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA J1

As micrografias a seguir mostram as microestruturas da ZAC destacando as regiões com granulometria grosseira e fina. Podem-se observar também as morfologias da região da linha de fusão e do metal de solda depositado.

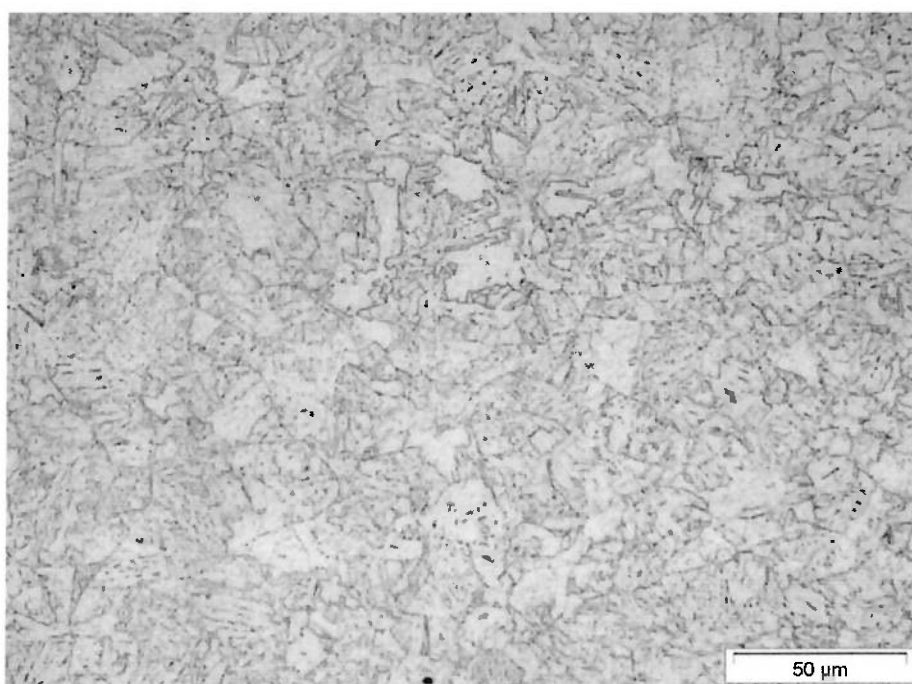


**Figura 5.18:** Identificação das regiões onde foram extraídas as micrografias do corpo de prova J1.1.



**Figura 5.19:** Região 1: microestrutura da ZAC de grão fino. Ataque Nital 2%.

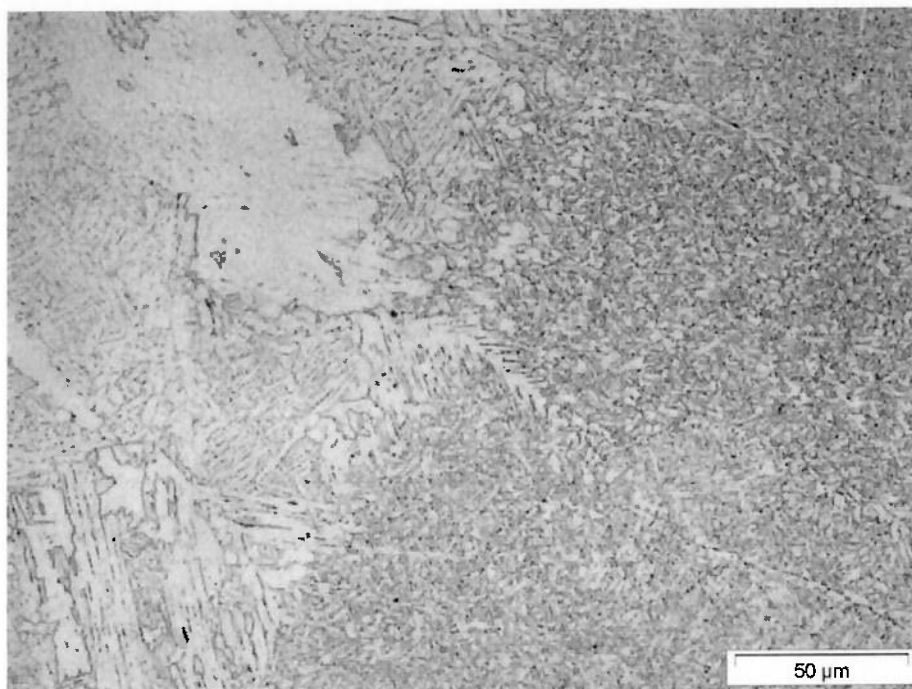
Aumento de 500X.



**Figura 5.20:** Região 2: microestrutura da ZAC de grão grosseiro. Ataque: Nital 2%.

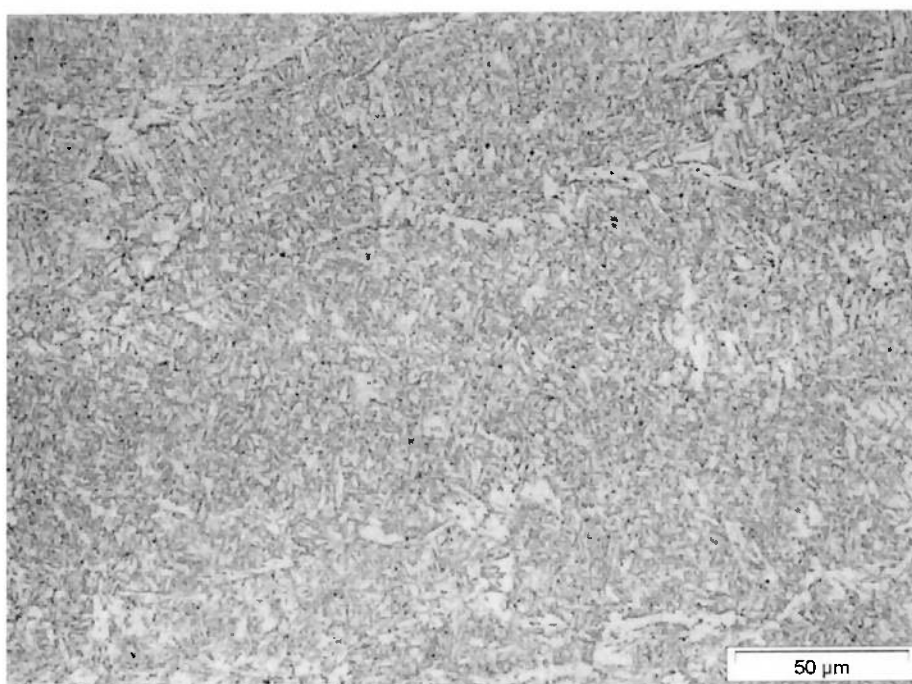
Aumento de 500x.





**Figura 5.21:** Região 3: transição entre ZAC e metal de solda. Ataque Nital 2%.

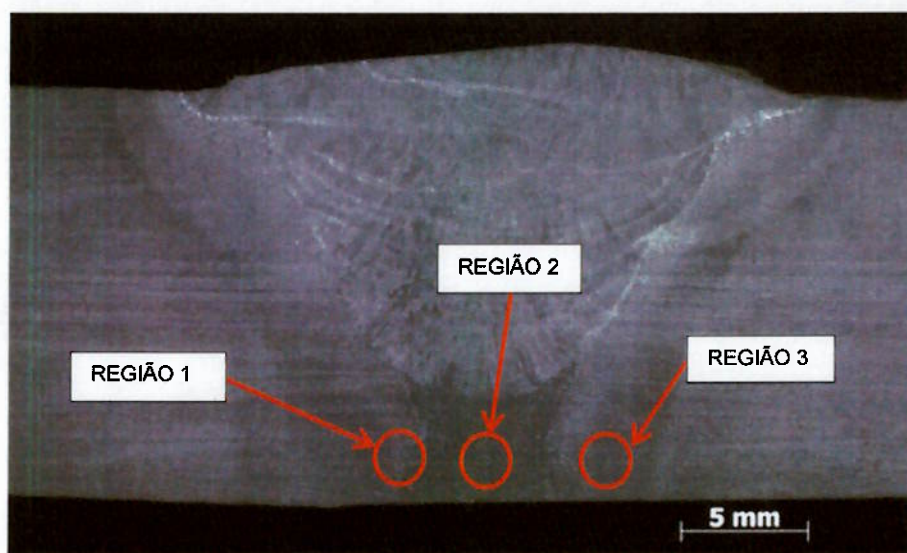
Aumento: 500X.



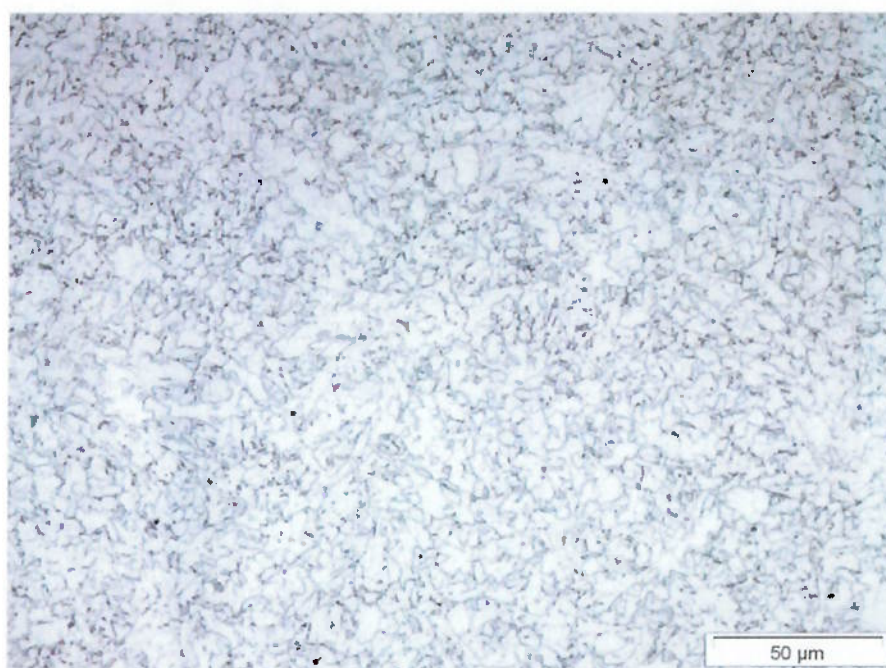
**Figura 5.22:** Região 4: Metal de adição. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.

Na figura 5.22 é possível observar ferrita poligonal e ilhas de perlitas e pontos de inclusões.

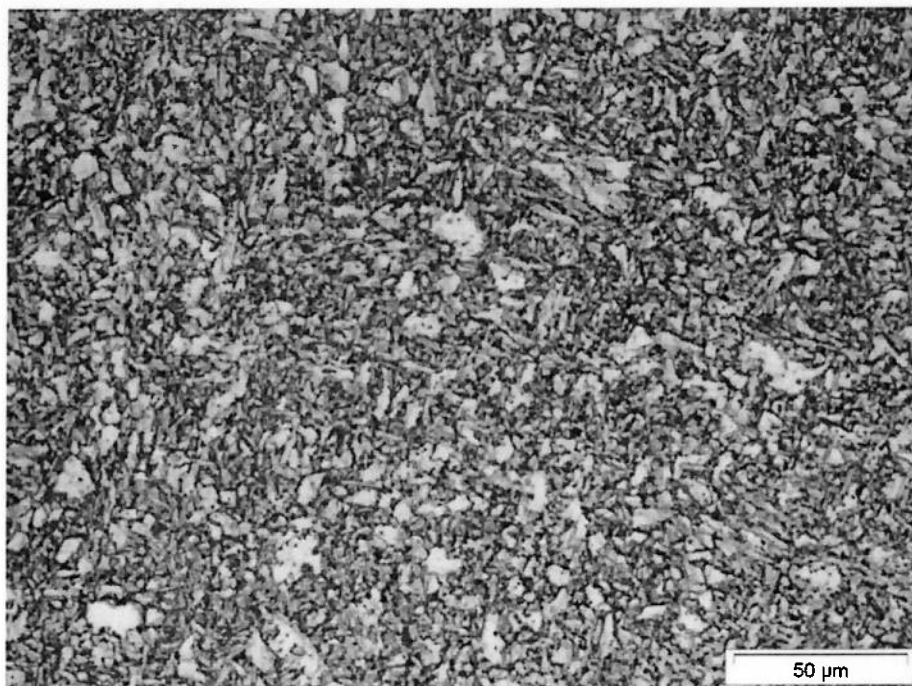
Após o primeiro passe a junta J1 sofreu a deposição de mais quatro camadas, sendo dois passes de enchimento e dois de acabamento.



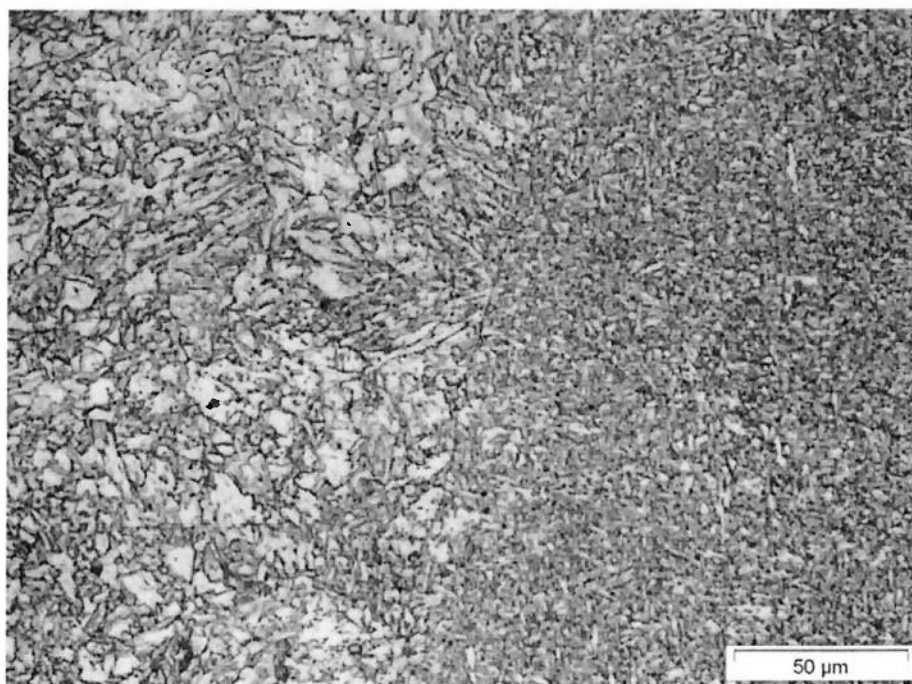
**Figura 5.23:** Regiões de onde foram extraídas as micrografias da amostra J1.4.



**Figura 5.24:** Região 1: ZAC grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



**Figura 5.25:** Região 2: Metal de solda. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



**Figura 5.26:** Região 3: Transição entre o metal de solda e a ZAC. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.

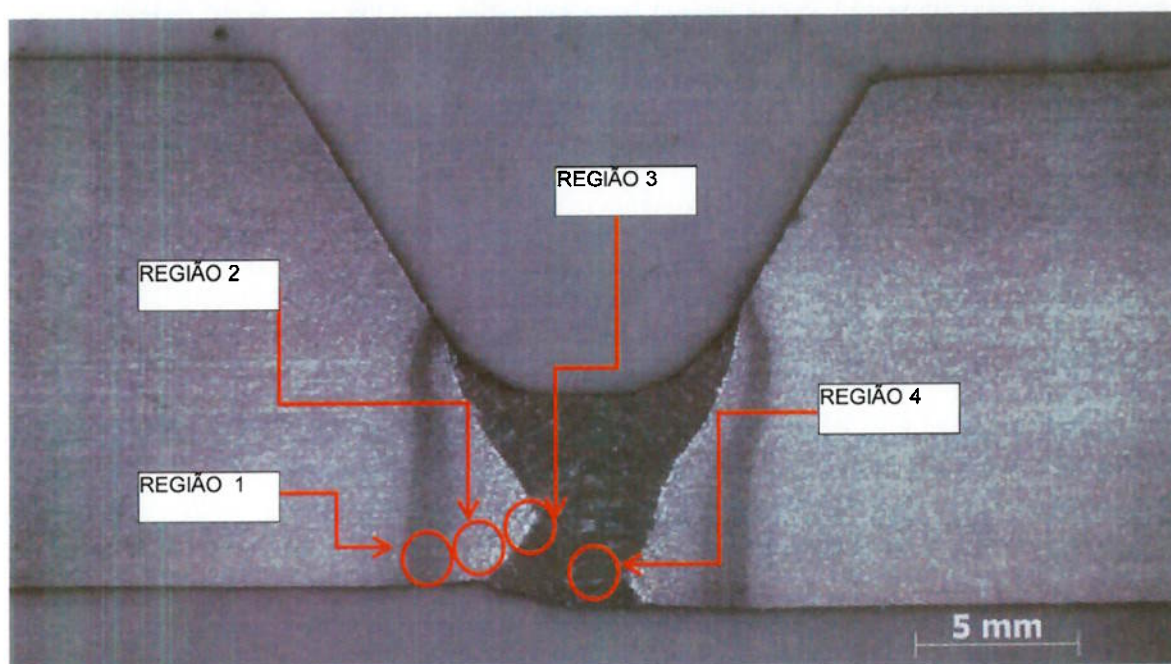
Pode-se observar que a microestrutura da ZAC de grão grosseiro da amostra J1.1, representada pela figura 5.20, apresenta uma granulometria mais grosseira em



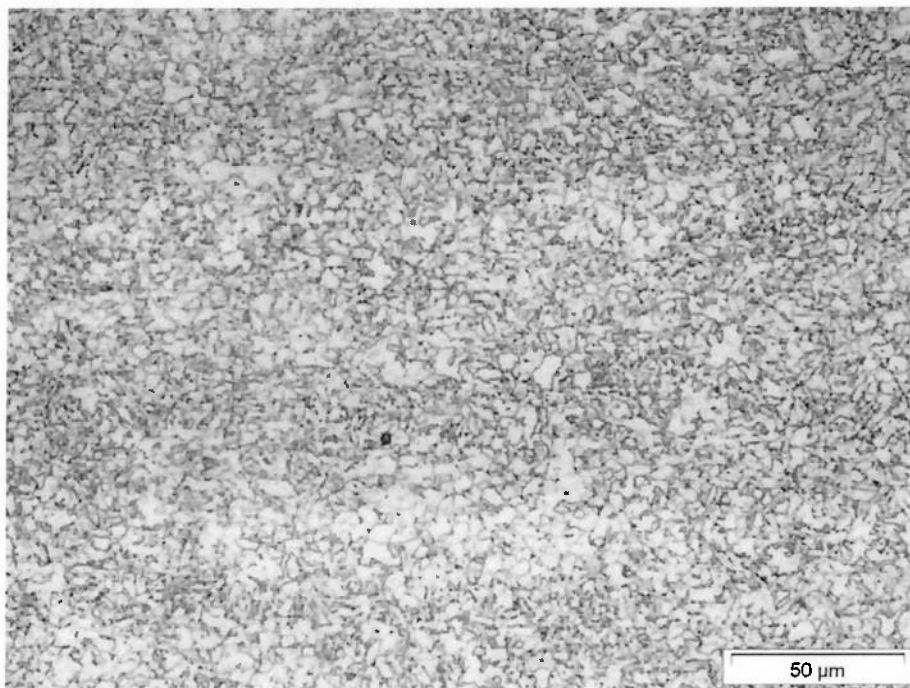
relação a mesma região apresentada na micrografia da amostra J1.4, figura 5.24, em função dos variados ciclos térmicos que esta amostra sofreu. Ou seja, uma análise preliminar de todas as macrografias indicam um fluxo de calor 2D nesta região. Em outras palavras, um fluxo de calor desta natureza impõe taxas de resfriamento mais lentas, tratando termicamente a região analisada.

### 5.3.2 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DA JUNTA J2

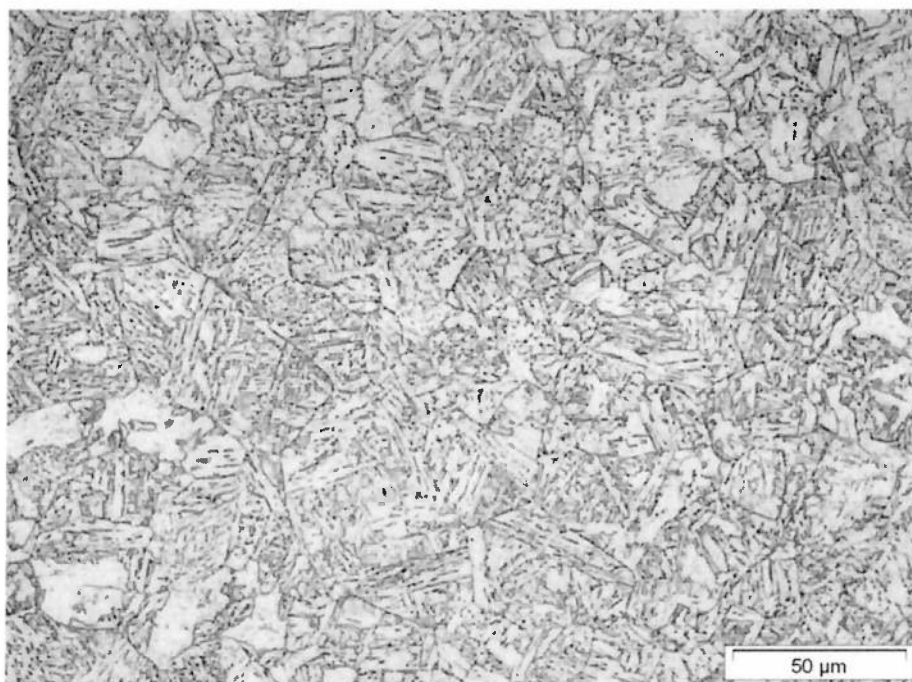
As regiões escolhidas para realização de micrografias na junta J2 têm por objetivo realizar comparações com as mesmas regiões da junta J1. Elas estão apresentadas na figura 5.27.



**Figura 5.27:** Identificação das regiões onde foram extraídas as micrografias da amostra J2.1.

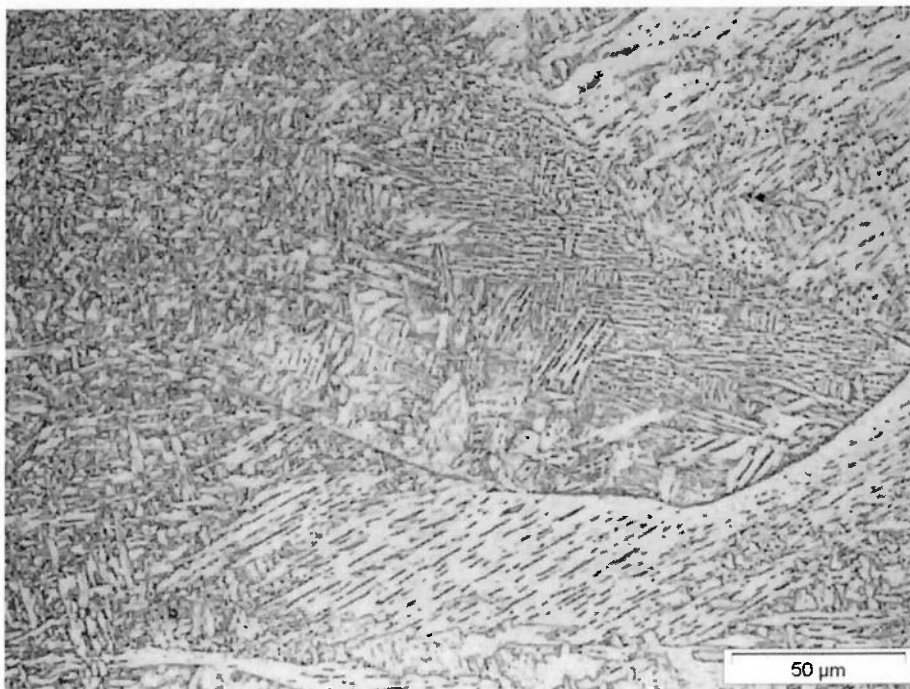


**Figura 5.28:** Região 1: ZAC de grão refinado. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.

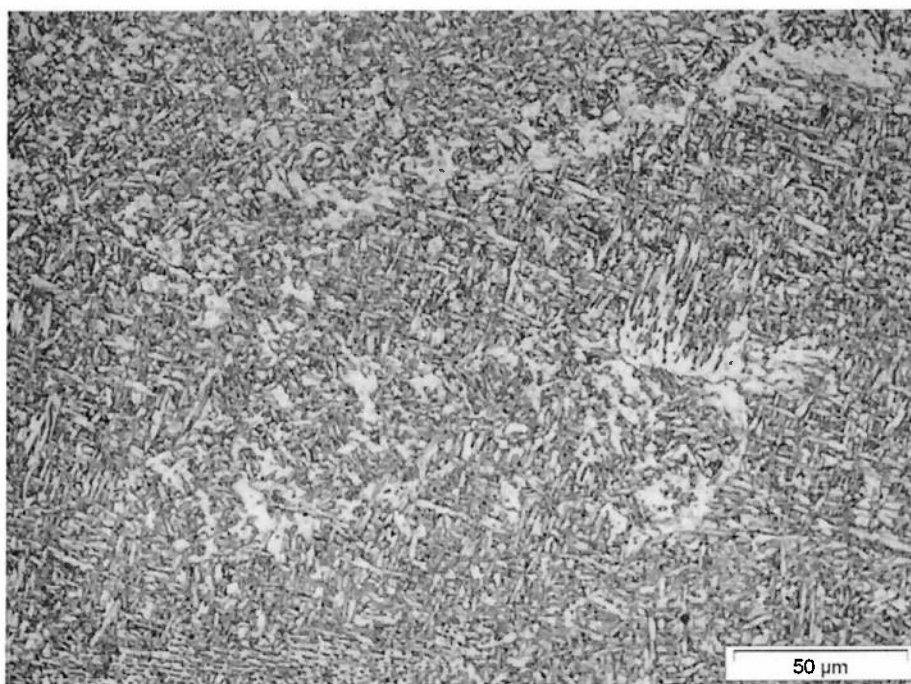


**Figura 5.29:** Região 2: ZAC de grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



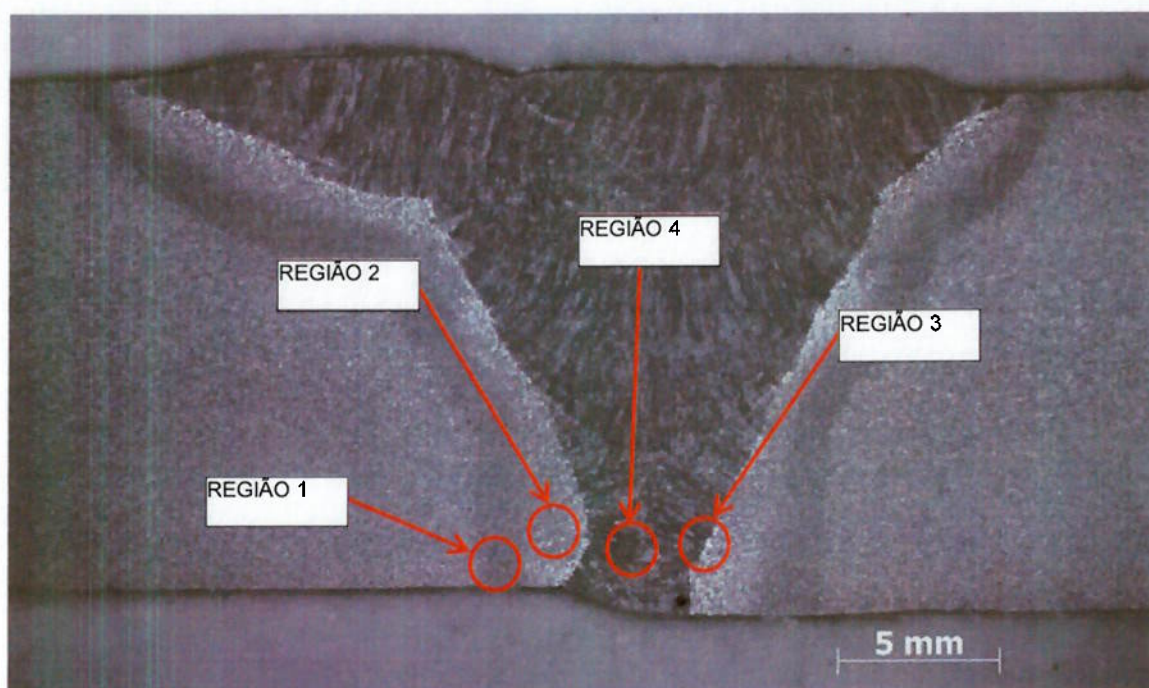


**Figura 5.30:** Região 3: Zona de Ligação. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.

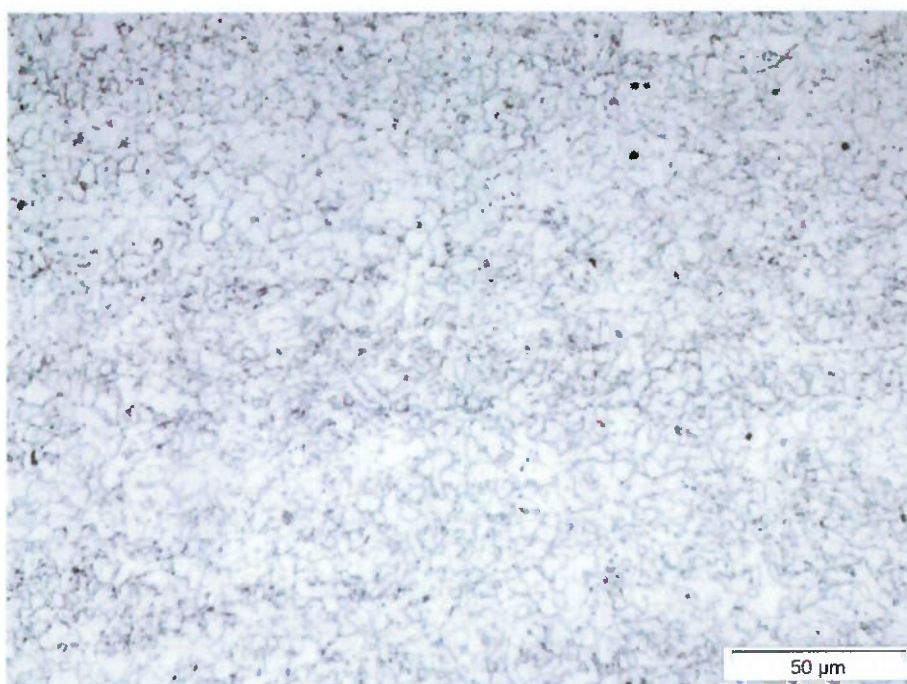


**Figura 5.31:** Região 4: metal de solda. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.

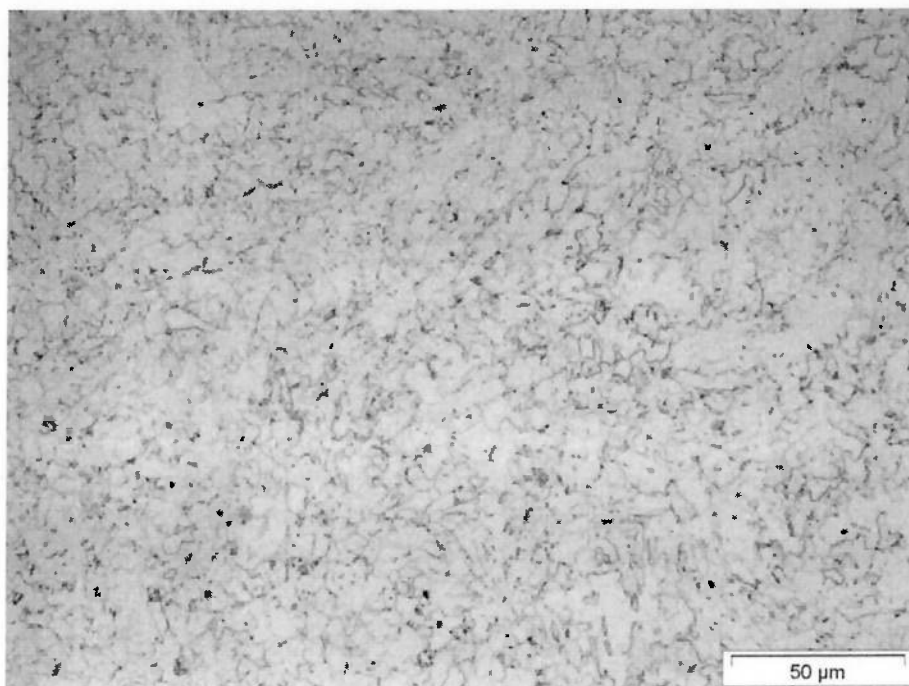
A figura 5.32 apresenta as regiões onde foram realizadas as micrografias da amostra J2.4. Mais uma vez, as regiões foram selecionadas na altura da raiz.



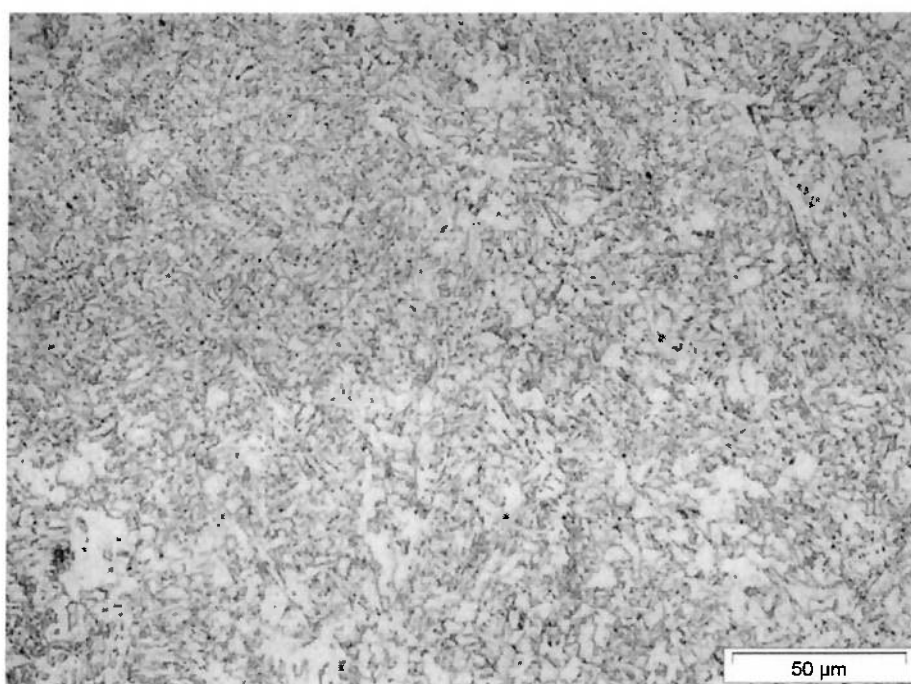
**Figura 5.32:** Identificação das regiões onde foram extraídas as micrografias da amostra J2.4.



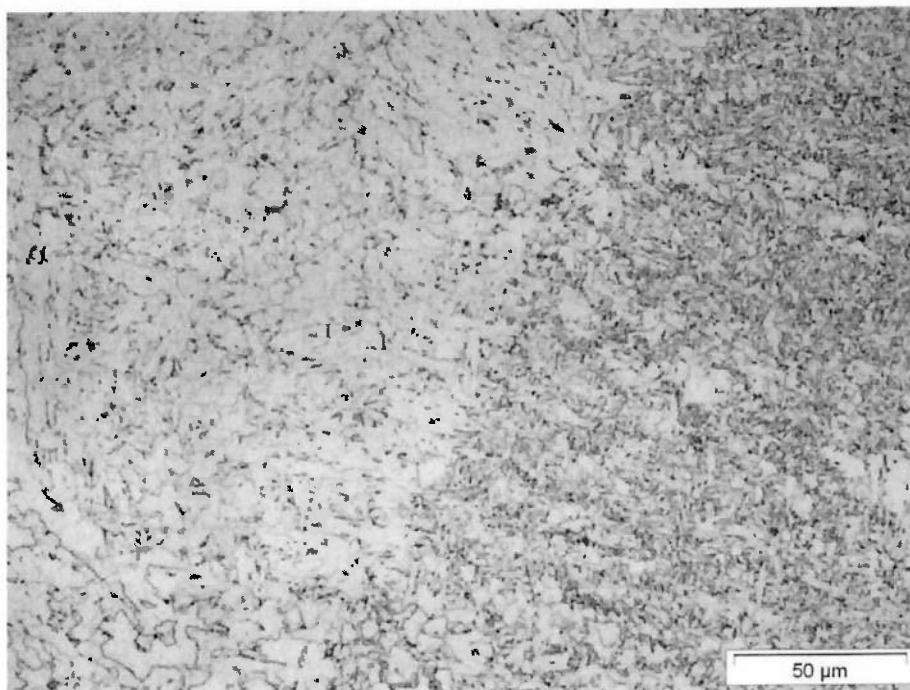
**Figura 5.33:** Região 1: ZAC de grão refinado. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



**Figura 5.34:** Região 2: ZAC de grão grosseiro. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



**Figura 5.35:** Região 3: metal de solda. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X.



**Figura 5.36:** Região 4: Zona de Ligação. Ataque: Nital 2%. Aumento: 500X

Analogamente ao que ocorreu com a junta J1, a granulometria da região de grão grosseiro da ZAC da raiz teve o mesmo comportamento. Ou seja, a ZAC de grão grosseiro da raiz teve um refinamento devido aos reaquecimentos dos passes posteriores. Isto aconteceu porque os parâmetros foram bem semelhantes.

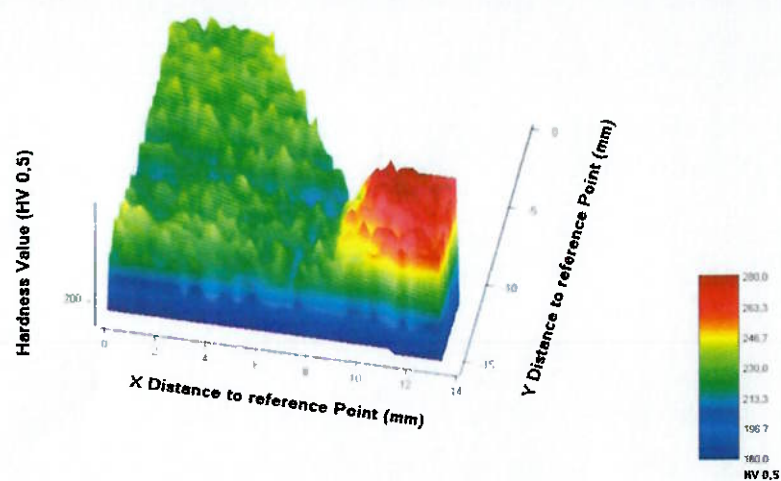
## **5.4 AVALIAÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA**

### **5.4.1 EVOLUÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA DA JUNTA J1**

O levantamento do perfil de microdureza foi realizado em todas as amostras da junta 1, diferenciando as regiões de metal de base, ZAC e do metal de solda.

A figura 5.37 mostra o perfil de microdureza em gráfico de relevo da amostra J1.1, onde foram analisados 1425 pontos. Nesta figura, há uma redução gradual da microdureza desde a zona de Ligação até o metal de base.

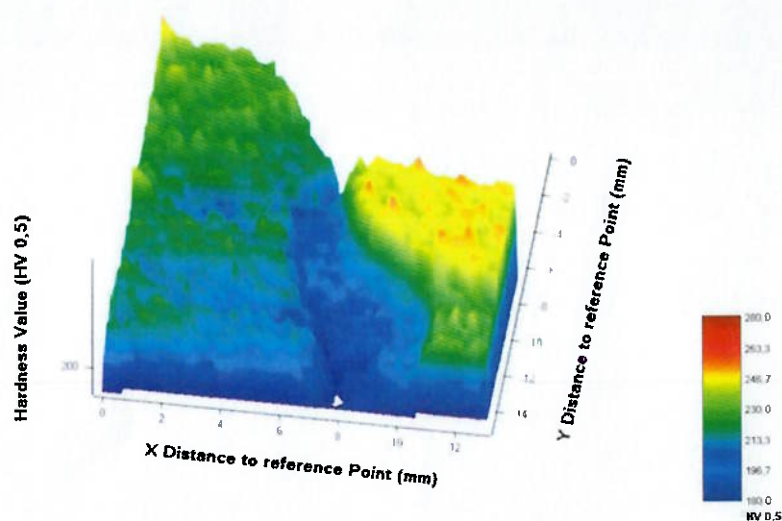




**Figura 5.37:** Perfil de microdureza da amostra J1.1 representado em relevo.

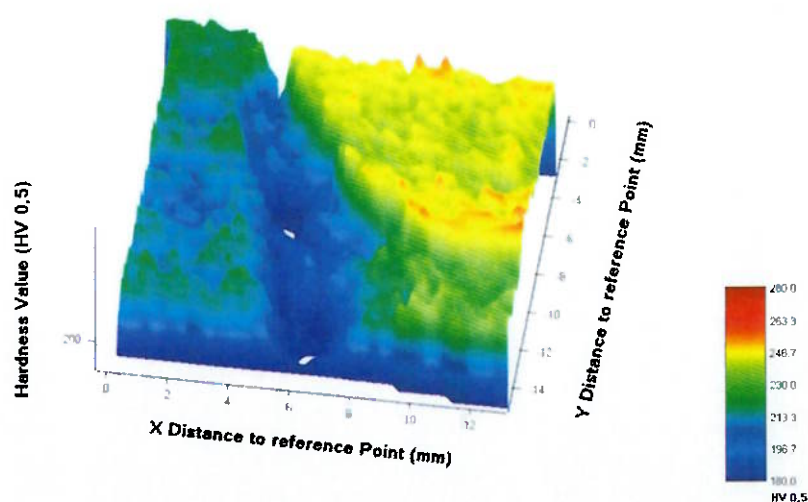
Observando a figura 5.38, constata-se que com o primeiro passe de enchimento, cujo ciclo térmico alcançou valores superiores a 800°C, ocorre uma queda do valor da dureza do passe de raiz.

Para realização do perfil de dureza da amostra J1.2 foram realizados 1679 pontos.

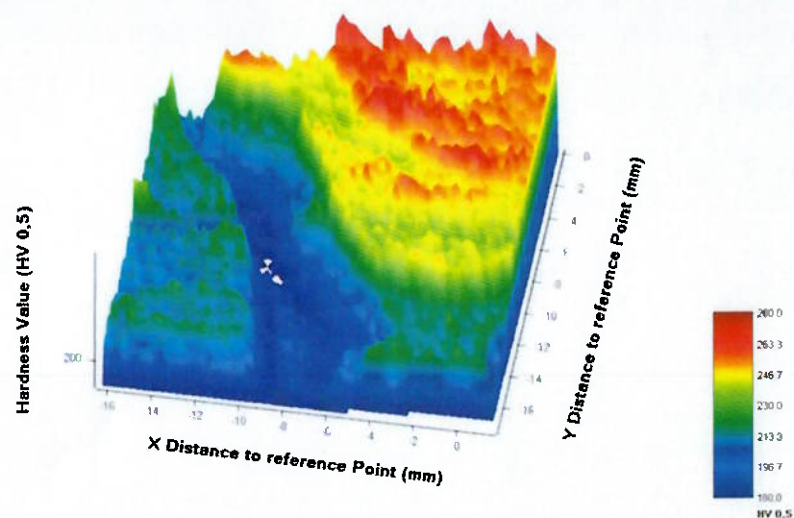


**Figura 5.38:** Perfil de microdureza da amostra J1.2 da junta J1 representado em relevo.

As figuras 5.39 e 5.40 mostram que nos demais passes (segundo passe de enchimento e os dois de acabamento) não influenciaram na variação da dureza do cordão da raiz da junta J1.

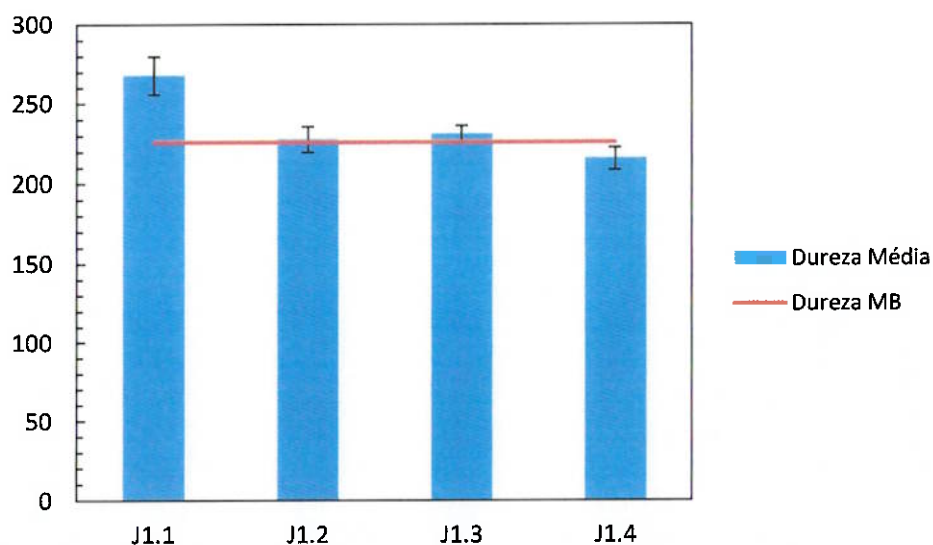


**Figura 5.39:** Perfil de microdureza em gráfico de relevo referente ao segundo passe de enchimento da junta J1. Pontos: 1857.



**Figura 5.40:** Perfil de microdureza em gráfico de relevo referente aos passes de acabamento da J1. Pontos: 3124.

A figura 5.41 confirma a redução da microdureza da raiz em função dos passes posteriores, mas mostra que não houve influência significativa do segundo passe de enchimento em diante. Isto se comprova através da análise dos ciclos térmicos (figuras 5.1 a 5.4), onde o ciclo térmico do segundo passe de enchimento exibe temperaturas de pico inferiores ao do passe anterior.

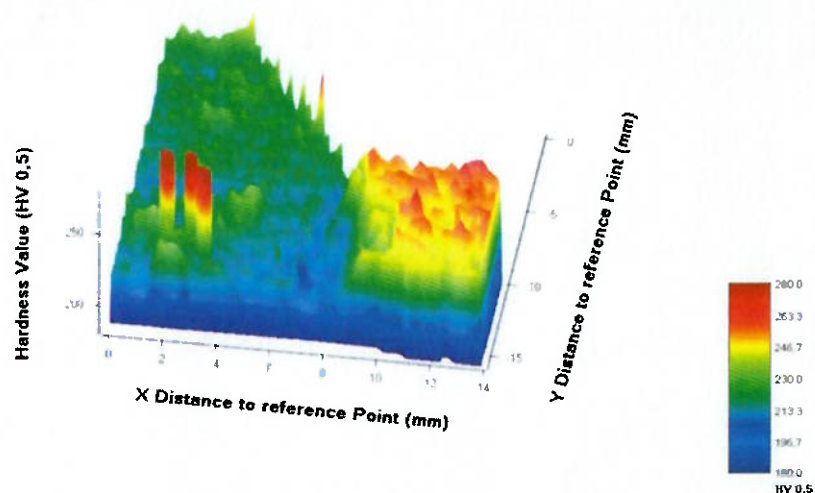


**Figura 5.41:** Evolução da microdureza da junta J1 no passe de raiz.

### 5.4.2 EVOLUÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA DA JUNTA J2

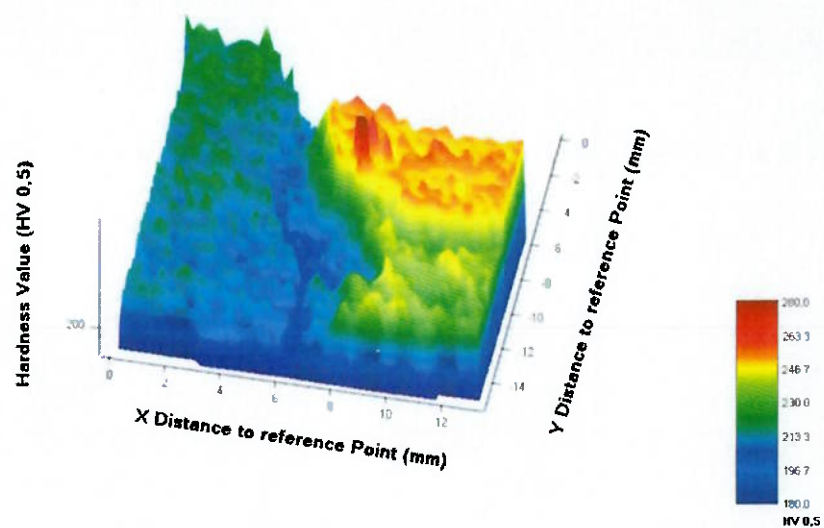
O levantamento dos pontos de microdureza na J2, assim como o realizado na junta J1, foi separado em regiões como metal de base, ZAC e metal de solda.

A seguir serão apresentados os gráficos de relevo de cada passe executado na junta J2.

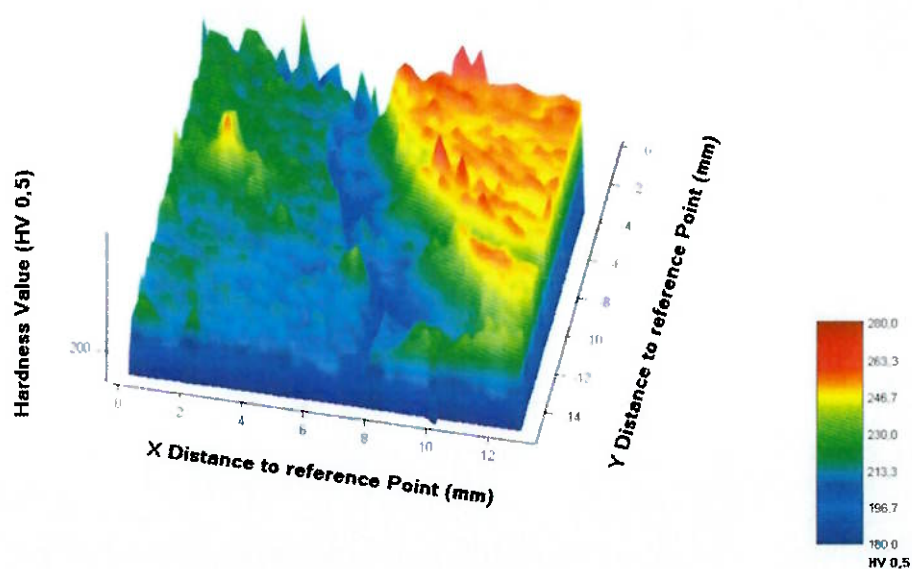


**Figura 5.42:** Perfil de microdureza da amostra J2.1 representado em relevo.

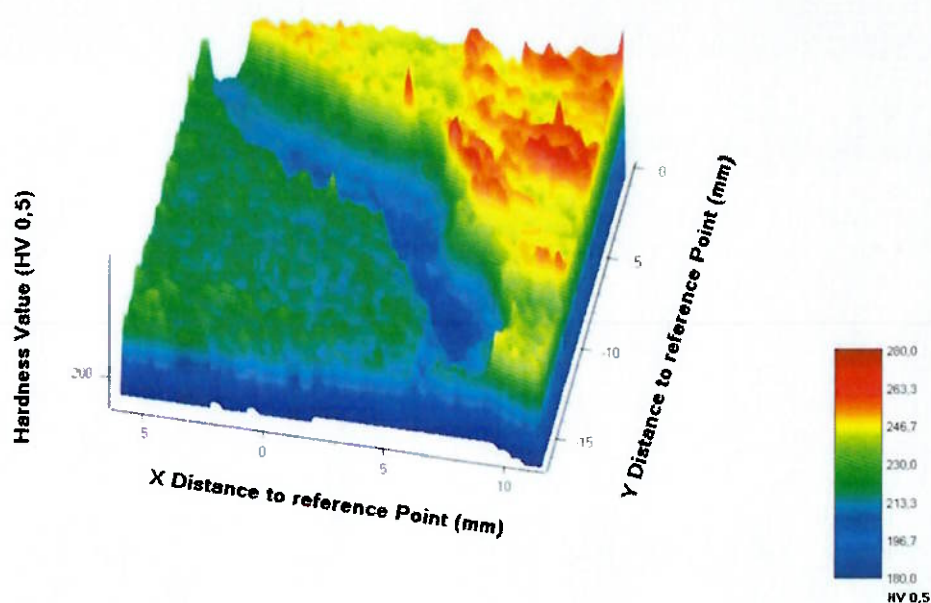




**Figura 5.43:** Perfil de microdureza da amostra J2.2 representado em relevo.

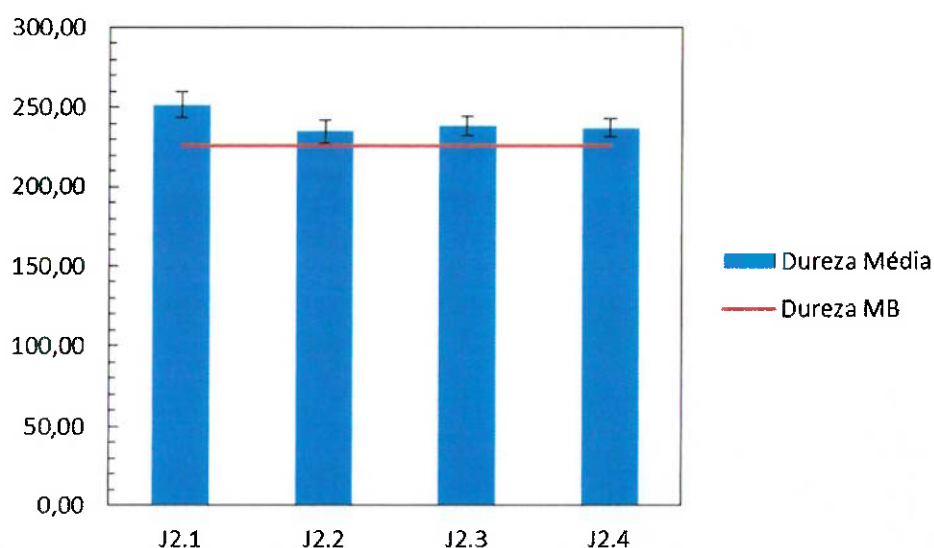


**Figura 5.44:** Perfil de microdureza da amostra J2.3 representado em relevo.



**Figura 5.45:** Perfil de microdureza da amostra J2.4 representado em relevo.

A microdureza do passe de raiz sofreu uma redução conforme mostrado na figura 5.46.



**Figura 5.46:** Evolução da microdureza no passe de raiz.

Do mesmo do caso anterior, Junta J1, a redução da microdureza da raiz foi observada apenas em relação ao primeiro passe de enchimento. Isto pode ser

explicado pelas mesmas razões anteriores, no que se refere aos ciclos térmicos (figuras 5.5 a 5.8)

## 5.5 PREVISÃO MICRODUREZA X MICRODUREZA MEDIDA NA ZAC

A tabela 5.3 mostra um comparativo entre os valores calculados da microdureza, conforme Yurioka [30], e os medidos na linha de fusão de cada passe das duas juntas soldadas.

A tabela-5.3 mostra que nas juntas J1 e J2 houve uma queda na microdureza que se explica pelo fato do tempo de resfriamento entre 800-500°C e pelo o comportamento de chapa fina, devido aos parâmetros de soldagem e a geometria da junta.

Analisando a tabela-5.3, pode-se concluir que a junta J1 apresentou uma maior dureza em relação à junta J2.

**Tabela 5.1:** Comparativo entra valores de dureza calculado e medido.

Microdureza média (HV 0,5) medida na ZDL		Microdureza máxima calculada na ZDL		Diferença em percentual (%)	
Junta 1					
J1.1	250	J1.1	215,66	J1.1	13,736
J1.2	225	J1.2	203,33	J1.2	9,63
J1.3	223	J1.3	197,43	J1.3	11,46
J1.4	225	J1.4	248,89	J1.4	-10,61
Junta 2					
J2.1	246	J2.1	215,31	J2.1	12,47
J2.2	230	J2.2	195,81	J2.2	14,86
J2.3	225	J2.3	186,22	J2.3	17,23
J2.4	220	J2.4	191,41	J2.4	12,99

## **6. CONCLUSÃO**

Com base nos resultados obtidos pode-se concluir que:

1. A concentração de  $\text{CO}_2$  na junta J1, que foi de 20% na mistura, apresentou uma maior influência no aumento da microdureza no metal de adição em relação à concentração de 10% da mistura utilizada na junta J2.
2. Não se consegue deduzir diretamente a influência da composição do gás de proteção sobre a dureza na ZAC. Ou seja, como ela é influenciada pela energia de soldagem e taxas de resfriamento, o rendimento do processo seria o fator mais impactante nesta questão, pois as energias impostas nas ZAC's foram bastante semelhantes na soldagem das duas juntas.
3. A análise do perfil de microdureza utilizou as equações desenvolvidas por Rosenthal que descrevem os ciclos térmicos e a natureza dos fluxos de calor. Os resultados obtidos mostraram comportamento de chapa fina para todos os passes de soldagem, com exceção dos dois passes de acabamento, que exibiram um comportamento de chapa intermediária.
4. Os resultados acima comprovaram os perfis exibidos pelas macrografias em ambas as juntas, para todos os passes de soldagem.
5. Os resultados obtidos através da previsão de dureza foram considerados satisfatórios ao serem comparados com os resultados medidos, embora tenham apresentados erros em torno de 10%, pois este erro é que se tem encontrado na literatura [25].
6. Do ponto de vista prático, a aplicação de modelos teóricos e empíricos simples, como foram as equações de Rosenthal para o fluxo de calor e as equações de Yurioka da previsão de dureza, são de grande importância no auxílio da definição de parâmetros de soldagem.

## **7. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS**

Como sugestão de trabalhos futuros, seguem as seguintes propostas:

1. Avaliar a evolução do perfil de dureza variando a energia de soldagem para confrontar como modelos empíricos.
2. Verificar porque a dureza na ZAC tornou-se inferior à do metal da base, a partir do primeiro passe de enchimento.
3. Comparar o perfil de dureza na ZAC entre uma junta soldada pelo processo TIG e outra pelo processo MAG-TC, para obter uma relação custo/benefício entre os dois processos.
4. Caracterizar o perfil de dureza em relação à microestrutura apresentada.

## 8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AGGEN, G. et al., *Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys. Metals Handbook*, Vol. 1, 10<sup>o</sup> Ed. American Society of Metals, 1998.
2. SPECIFICATION for Line Pipe: API Specification 5L. American Petroleum Institute. 44<sup>o</sup> ed. Washington. 186p. 2010.
3. BAI, Y.; BAI, Q. *Subsea Pipelines and Risers*. Elsevier. 565-583 p. 2005.
4. MALCON, J. G. *A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels*. Companhia Brasileira de metalurgia e Mineração, 2007. 37 p. (Relatório Técnico)
5. HILLENBRAND, H. G.; GRÄF, M.; KALWA, C. *Development and production of high strength pipeline steels*. Niobium 2001. Orlando, Florida, USA. Dezembro 2001. 29 p.
6. MALCON, J. G. *A Guide for Understanding & Specifying Chemical Composition of High Strength Linepipe Steels*. Companhia Brasileira de metalurgia e Mineração, 2007. 37 p. (Relatório Técnico).
7. ROZA, E.J. et Al. *API 5L X80 ERW pipelines: TenarisConfab & Usiminas Development*. 6th, International Pipeline Conference, 2006. Proceedings. Alberta, Canadá, American Society of Mechanical Engineers, 2006. 7p..
8. BOTT, I. S. *High Grade Steel Development*. MaterialsScience Forum, Vol. 426-463, p. 1463-1468, 2003
9. LIU, Y. et al. *Effect of TMCP Parameters on the Microstructure and Properties of Nb-Ti Microalloyed Steel*. ISIJ International, Vol.45, n<sup>o</sup> 6. China: The State Key Laboratory of Rolling & Autometion, Northeastern University, Shenyang. 2005. 851-857 p. MEYER, D. W. *Flux-Cored Arc Welding*. Welding Brazing and soldering. Metals Handbook, Vol. 6, 10 Ed. American Society of Metals, 581-590 p. 1998.
10. DURAND, R. Z. S. *Avaliação da Microestrutura e Propriedades Mecânicas da Soldagem Semi-Automáticos com Proteção Gasosa*, 2007, 143 p. Dissertação (Mestrado) – Departamento de Ciências dos Materiais e Metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro: 2007.
11. RAY, J.M.; PONTREMOLI, M. *Metallurgical options for API grade X70 and X80 linepipe*. In: International Conference Pipe Technology, Rome-Italy, Nov. 1987.
12. RAMIREZ, Mario Fernandes Gonzales. *Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo* M.F.G. Ramirez-São Paulo.
13. ZHAO M. C.; YANG K.; XIAO F.R.; SHAN Y. Y. *Continuous Cooling Transformation of undeformed and deformed low carbon pipeline steels*. Materials Science and Engineering. A. 355, p.p. 126-136, 2003
14. AWS, *Welding Handbook, Materials and Applications – Part*
15. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. *Soldagem: Processos e Metalurgia*. São Paulo: Edgar Blücher, 2013. 494 p.

16. EASTERLING, K. *Introduction to the physical metallurgical of welding*, 2ª. Edição, Butterworth-Heinemann, Oxford, Inglaterra, pp, 18-30, 1992.
17. KENNEDY, J. L. *Oil and Gas Pipeline Fundamentals*, 2º ed. by PennWell Books, Tulsa, U.S.A. 3-4 p. 1993.
18. *WELDING of Pipelines and Related Facilities: API Standard 1104*. American Petroleum Institute. 20º ed. Washington. 84p. 2005.
19. *WELDING Process. The Procedure Handbook of arc welding*. 43º Ed. Cleveland: The James F. Lincoln Arc Welding Foundation, 2000. 742. p. 618-642
20. *WAVEFORM Control Technology®: Surface Tension Transfer® - Open Root*. Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. 6 p. (Relatório Técnico, NX3.10 - Fev/03)
21. YAPP, D.; BLACKMAN, S. A. *Recent Developments in High Productivity Pipeline Welding*. *Journal of Brazil Society of Mech. Sci. and Eng.* 9 p. 2004.
22. HOLLIDAY, D. B. *Gas-Metal Arc Welding. Welding Brazing and Soldering. Metals Handbook*, Vol. 6, 10 Ed. American Society of Metals, 569-581 p. 1998
23. BANKS, K. E. et al. *Flux Cored Arc Welding. AWS Handbook Volume 1 -Welding Processes*, 8ª Edição. American Welding Society. EUA. pp. 157-190, 1992.
24. *WAVEFORM Control technology®: Surface Tension Transfer®* Cleveland: The Lincoln Electric Company, 2006. 4 p. (Relatório Técnico NX2.20 - Nov/06.)
25. *Towards a prediction of the hardness of the heat-affected zone of steel weldments*. Bayoumi, M .R. Jeddah, Saudi Arabia : *Journal of Material Science*, 1991, Vol. 26.