

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ
DEPARTAMENTO ACADÊMICO DE ENGENHARIA MECÂNICA
CURSO DE ENGENHARIA INDUSTRIAL MECÂNICA

LEONARDO CESAR MENDES MARTINS
OSCAR LUIZ GADENS NETO

**ESTUDO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS SOLDAGEM PARA AÇO
INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM**

TRABALHO DE CONCLUSÃO DE CURSO
TCC 2 - Número de inscrição - 02

CURITIBA
2015

LEONARDO CESAR MENDES MARTINS
OSCAR LUIZ GADENS NETO

**ESTUDO DO TRATAMENTO TÉRMICO PÓS SOLDAGEM PARA AÇO
INOXIDÁVEL MARTENSÍTICO MACIO CA-6NM**

Trabalho apresentado à disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2 do curso de Engenharia Industrial Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, como requisito parcial para obtenção do título de Engenheiro.

Orientador: Prof. Dr. Aldo Santos Pereira

CURITIBA

2015

TERMO DE APROVAÇÃO

Por meio deste termo, aprovamos o Projeto de Pesquisa do "Estudo do Tratamento Térmico Pós Soldagem para Aço Inoxidável Martensítico Macio CA-6NM", realizado pelos alunos Leonardo Cesar Mendes Martins e Oscar Luiz Gadens Neto, como requisito parcial para aprovação na disciplina de Trabalho de Conclusão de Curso 2, do curso de Engenharia Industrial Mecânica da Universidade Tecnológica Federal do Paraná.

Prof. Dr. Aldo Santos Pereira
DAMEC, UTFPR
Orientador

Prof. Dr. Julio Cesar Klein das Neves
DAMEC, UTFPR
Co-orientador

Prof. Dr. Rodrigo Lupinacci Villanova
DAMEC, UTFPR
Avaliador

Prof. Dr. Ossimar Maranhão
DAMEC, UTFPR
Avaliador

Curitiba, 01 de março de 2015

RESUMO

O presente trabalho tem por objetivo descrever o tratamento térmico adequado ao aço CA-6NM, visando qualificar um procedimento de soldagem, tendo em vista que durante o ciclo térmico ocorre a re-têmpera da zona termicamente afetada (ZTA). Foram realizados diversos revenimentos, sendo que todos apresentaram resultados satisfatórios em reduzir a dureza da ZTA e aumentar sua ductilidade. Em seguida, foram realizados três ensaios de dobramento, os quais não foram satisfatórios, devido à fratura dúctil que ocorre na zona fundida próxima à interface com o metal de base. Após o estudo desta fratura concluiu-se que contornos de grão tipo II foram os principais agentes fragilizantes, favorecendo a formação de trincas intergranulares, e por consequência, reprovando as juntas soldadas no ensaio de dobramento.

Palavras chaves: CA-6NM, revenimento, ensaio de dobramento, contorno de grão tipo II.

ABSTRACT

The main purpose of this research to describe the appropriate heat treatment to the CA-6 NM steel, qualifying a welding procedure, given that, during the heat cycle there is a re-temper at the heat affected zone (HAZ). In first time many tempers were performed, all of which showed satisfactory results in reducing the hardness of the HAZ and increasing its ductility. Following the study, three bending tests were performed, which were not satisfactory due to the ductile fracture that occurs in the molten zone close to the interface with the base metal. After the study of fracture, it was concluded that type II grain boundaries were the main embrittlement agents favoring the formation of intergranular cracks, and consequently, disapproving the welded joints at the bending test.

Keywords: CA-6NM, tempering, bending test, type II grain boundaries

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Matriz Energética Brasileira _____	14
Figura 2.1: Diagrama de equilíbrio pseudo – binário Fe-Cr (Folkard, 1988) _____	17
Figura 2.2: Diagrama TRC para o aço CA-6NM (Crawford, 1974)._____	19
Figura 2.3: Gráfico mostrando o percentual total de austenita formada em função da temperatura de revenido (Niederau, 1977) _____	20
Figura 2.4: Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenido (FOLKARD, 1988) _____	21
Figura 2.5: Propriedades do aço CA-6NM em relação a temperatura de revenimento (ASM Handbook, 2009) _____	22
Figura 2.6: Ilustração mostrando o crescimento epitaxial do metal fundido perto da linha de fusão (Kou, 2003) _____	25
Figura 2.7: Contornos de Grão tipo II (Nelson & Lippold, 2000) _____	25
Figura 2.8: Contorno de grão tipo II, entre metal de solda martensítico e metal de adição austenítico (Nelson & Lippold, 2000) _____	26
Figura 2.9: Perfil de fratura mostrando falha ao longo dos contornos de grão tipo II (Nelson & Lippold, 2000) _____	27
Figura 2.10: Ilustração esquemática da formação dos contornos tipo II (Nelson & Lippold, 2000). _____	28
Figura 2.11: Faixa de temperatura de normalização (ASM Handbook, 2009) _____	30
Figura 2.12: Diagrama TTT _____	32
Figura 2.13: Expansão linear das micro estruturas (ASM Handbook, 2009) _____	34
Figura 3.1: Junta soldada fornecida. _____	38
Figura 3.2: Amostra do metal de base _____	38
Figura 3.3: Amostra da ZTA com revenimento posterior a soldagem _____	39
Figura 3.4: Amostras da ZTA sem tratamento térmico posterior a soldagem, corpos de prova de dobramento _____	39
Figura 3.5: Posição de ensaio de microdureza, primeira amostra, metal de base em estado de fornecimento _____	41
Figura 3.6: Modelo esquemático do perfil de dureza. _____	42
Figura 3.7: Prensa hidráulica vertical de 15 toneladas _____	43
Figura 4.1: Microestrutura do CA-6NM, temperado e revenido, mostrando martensita revenida com ilhas de ferrita delta(flechas) _____	45
Figura 4.2: Perfil de dureza Vickers, da junta soldada sem tratamento térmico. _____	46
Figura 4.3: Perfil de dureza Vickers, da junta soldada com tratamento térmico de revenimento de 600°C / 1h _____	47
Figura 4.4: Perfil de dureza, tratamentos térmicos (1) Revenimento a 620°C/1h (2) Revenimento duplo 620/620°C /1h (3) Revenimento a 650°C /1h (4) Revenimento duplo 670/550°C / 1h (5) Revenimento duplo 650/650°C /1h _____	48
Figura 4.5: Perfil de dureza Vickers, (1) Revenimento a 600°C /1h e (2) Revenimento a 620°C /1h _____	49
Figura 4.6: Perfil de dureza Vickers, (1) Sem Tratamento térmico pós soldagem, (2) Revenimento a 620°C /1h e (3) Revenimento duplo a 620°C /1h _____	49
Figura 4.7: Perfil de dureza Vickers, (1) Revenimento simples a 620°C /1h e (2) Revenimento simples a 650°C /1h (3) Revenimento duplo a 650°C /1h _____	50

<i>Figura 4.8</i>	<i>Fratura dos corpos de prova no ensaio de dobramento</i>	52
<i>Figura 4.9:</i>	<i>Imagens MEV, fratura dúctil metal de adição austenítico, corpo de prova duplo revenido 650°C</i>	53
<i>Figura 4.10:</i>	<i>Imagens MEV, corpo de prova duplo revenido 650°C.</i>	54
<i>Figura 4.11:</i>	<i>Análise de EDX, espectro no interior das microcavidades, corpo de prova duplo revenido 650°C, tabela de composição química.</i>	54
<i>Figura 4.12:</i>	<i>Imagem Microscopia Ótica, contorno de grão tipo II, amostra revenido 600°C, linha de fusão (flecha preta)</i>	55
<i>Figura 4.13:</i>	<i>Imagem MEV, contorno de grão tipo II e crescimento epitaxial, linha de fusão (flecha preta), amostra sem tratamento térmico.</i>	56
<i>Figura 4.14:</i>	<i>Imagem microscópio ótico, contorno de grão tipo II, amostra revenido 600°C, linha de fusão (flecha preta)</i>	57

LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 2.1: Efeitos facultativos dos elementos de liga nos aços. (RAYMOND, 1982)</i>	15
<i>Tabela 2.2: Composição química nominal dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A743</i>	18
<i>Tabela 3.1: Composição química do Aço CA-6NM em estudo.</i>	37
<i>Tabela 3.2: Propriedades mecânicas do Aço CA-6NM(*)</i>	37
<i>Tabela 3.3: Tabela das condições das amostras.</i>	40
<i>Tabela 3.4: Ensaio de Microdureza</i>	41
<i>Tabela 3.5: Espessura do corpo de prova, no sistema internacional, segundo norma ASME, secção IX</i>	44
<i>Tabela 3.6: Tratamento térmico realizado nos corpos de prova</i>	44
<i>Tabela 4.1: Dureza máxima medida na ZTA de cada amostra.</i>	51
<i>Tabela 4.2: Tabela EDX, Composição química dos pontos da fratura dúctil, corpo de prova duplo revenido 650°C</i>	53

LISTA DE SIGLAS

AIMM	Aço Inoxidável Martensítico Macio
AWS	<i>American Welding Society</i>
CFC	Cúbica de Corpo Centrado
EDX	<i>Energy Dispersive X-ray Spectrometer</i>
HC	Hexagonal Compacta
HV	Vickers
LF	Linha de Fusão
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
UTFPR	Universidade Federal do Paraná
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	11
1.1	CARACTERIZAÇÃO DO PROBLEMA	12
1.2	OBJETIVOS	12
1.2.1	Objetivo Geral	12
1.2.2	Objetivo específico	13
1.3	JUSTIFICATIVA	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	15
2.1	Aços Inoxidáveis.....	15
2.2	Aço Inoxidável Martensítico Macio (AIMM)	16
2.3	ASTM A743 CA-6NM	18
2.4	Soldagem do aço CA-6NM.....	23
2.4.1	Soldagem de Metais Dissimilares.....	23
2.5	Tratamento Térmico	29
2.5.1	Normalização.....	30
2.5.2	Têmpera	31
2.5.3	Revenido.....	35
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	37
3.1	Materiais	37
3.1.1	Material ASTM A 743 CA-6NM	37
3.2	Metodologia	38
3.2.1	Retirada das Amostras	38
3.2.2	Tratamento térmico.....	39
3.2.3	Caracterização	40
3.2.4	Ensaio de Dobramento.....	43
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	45

4.1	Metal de base CA-6NM.....	45
4.2	Tratamentos Térmicos	46
4.2.1	Junta Soldada sem Tratamento Térmico	46
4.2.2	Junta Soldada com Tratamento Térmico do Fornecedor.....	46
4.2.3	Junta Soldada com Tratamentos Térmicos Realizados neste Trabalho.....	47
4.3	Ensaio de Dobramento.....	51
4.4	Análise Microestrutural	52
5	CONCLUSÃO.....	58
5.1	Sobre os tratamentos térmicos:	58
5.2	Sobre os ensaios de dobramento:.....	58
5.3	Sobre a metalografia:	58
6	BIBLIOGRAFIA	59
7	ANEXO A - Especificação de Solda do Fornecedor.....	62
8	ANEXO B - Composição Química CA-6NM	64
9	ANEXO C - Norma ASME IX - Ensaio de Dobramento.....	65
10	ANEXO D - Relação Entre o Ângulo de Molhamento e a Energia Interfacial, Figura Esquemática do Ângulo de Molhamento.....	67
11	ANEXO E - Diagrama de Schaeffler, Análise da Composição Química da Zona Fundida. CA-6NM + E309L T1 - 4/1.....	68

1 INTRODUÇÃO

Na busca por materiais resistentes a corrosão engenheiros e metalurgistas desenvolveram ligas ferrosas com teores de cromo superiores a 10,5%, os chamados aços inoxidáveis, que são aços com grande resistência à oxidação dispensando portanto a utilização de revestimentos, além de possuírem alta tenacidade e resistência a fluência a alta temperatura. (SILVA, 1988)

A descoberta do aço inoxidável é atribuída ao Inglês Harry Brearly, que em 1912 foi o primeiro a experimentar uma liga com aproximadamente 13% de cromo resistente a maior parte dos reagentes frequentemente utilizados em metalografia. No mesmo ano, na Alemanha, Brenno Straus havia elaborado uma liga ferro-cromo que resistiu por vários meses aos vapores agressivos do laboratório em que trabalhava, passando então a ser largamente utilizada nas fábricas de amônia e ácido nítrico nos anos de 1920 e 1930 (ABINOX).

Algumas ligas foram desenvolvidas para aplicações mais específicas, como é o caso do aço inoxidável martensítico macio (AIMM) ASTM A 743 CA-6NM. Este aço inoxidável martensítico é um fundido desenvolvido na Suíça com o objetivo de melhorar a soldabilidade dos aços inoxidáveis martensíticos convencionais, como o CA15 (CRAWFORD J. e., 1982). Esta liga tem como diferencial a presença dos elementos níquel e molibdênio, bem como um percentual de carbono inferior a 0.06%, com microestrutura completamente martensítica (Steel Casting Handbook, 2004).

O AIMM CA-6NM é um aço liga fundido e em seu estado de fornecimento se encontra temperado e revenido, apresentando boas propriedades mecânicas, dentre as quais pode-se ressaltar uma boa resistência à deformação, ótima tenacidade à baixa temperatura e, principalmente, excelente resistência a erosão por cavitação. Sua boa resistência a cavitação é a principal característica desta classe de aços. A cavitação é o processo erosivo em que ocorre a implosão de pequenas bolhas de vapor, resultando na concentração de energia em uma pequena área sólida, próxima ou no próprio local onde ocorre a implosão. Essa concentração de energia é responsável pelas altas tensões localizadas que excedem os limites de resistência dos materiais, retirando pequenas quantidades de material das peças. Essas bolhas são geradas no líquido, geralmente água e óleo, durante sua aceleração, que resulta na queda repentina da pressão, e, ao ser novamente desacelerada sua pressão se eleva e resulta na liquefação do vapor e a consequente implosão da bolha. Este fenômeno é frequentemente observado em

vertedores, bombas hidráulicas, bocais válvulas de pressão e principalmente em rotores de turbinas hidrelétricas (Oliveira).

Outra vantagem do CA6-NM que se apresenta como uma evolução do CA15, é que possui excelentes características de soldabilidade, dispensando pré-aquecimentos maiores que 150°C (GOUVEA, Pukasiewicz, Capra, Henke, & Okimoto, 2013), tornando-se extremamente versátil, uma vez que este se apresenta como o principal método de fabricação para componentes confeccionados a partir desta liga.

Apesar das boas propriedades mecânicas e da excelente soldabilidade apresentada pelo CA-6NM, existe um inconveniente, a ocorrência da re-têmpera da ZTA durante o processo de soldagem. Isto se deve ao fato da temperatura da zona termicamente afetada(ZTA) atingir a temperatura de austenitização durante o ciclo térmico de soldagem.

1.1 CARACTERIZAÇÃO DO PROBLEMA

O procedimento convencionalmente utilizado neste segmento hidrelétrico consiste em soldar o metal base, o AIMM CA-6NM, utilizando um procedimento de solda por arame tubular e um metal de adição AWS E 309LT1 - 4/1. Contudo, neste procedimento se torna mandatório um tratamento térmico posterior, dada a ocorrência da re-têmpera da ZTA devido ao ciclo térmico de soldagem. Porém durante o estudo em questão, ocorreu a falha dos corpos de prova previamente tratados. Essa situação levantou dúvidas sobre a eficiência do tratamento.

1.2 OBJETIVOS

1.2.1 Objetivo Geral

O objetivo deste trabalho é reduzir a dureza da zona termicamente afetada do AIMM CA-6NM através de um tratamento térmico de revenido, e conseqüentemente aumentar a sua ductilidade.

1.2.2 Objetivo específico

Para alcançar o objetivo geral deste trabalho, foram determinados os seguintes objetivos específicos:

- Avaliar a dureza do metal de base, assim como sua microestrutura;
- Avaliar o perfil de dureza da junta soldada (com e sem tratamento térmico posterior);
- Identificar e quantificar a melhora causada pelos tratamentos térmicos;
- Realizar análise metalográfica das juntas soldadas;
- Fazer ensaios de dobramento;
- Realizar microscopia ótica/eletrônica da junta soldada;
- Identificar contornos de grão tipo II;

1.3 JUSTIFICATIVA

A indústria hidrelétrica tem-se expandido no território nacional devido a sua geografia favorável, um grande exemplo é a hidrelétrica de Belo Monte, que está sendo construída na bacia do Rio Xingu, no norte do Pará. Para a construção desta hidrelétrica estão sendo construídas 24 turbinas, e é sabido que o material de estudo ASTM A 743 CA-6NM é o material mais indicado para sua fabricação. Estas turbinas representam um dos componentes sujeitos a maior solicitação mecânica nestes sistemas, e se apresentam como um dos fatores que mais causam perda de faturamento devido a falhas por desgaste, que se dá através da cavitação. O elevado custo destes componentes faz com que sua substituição, na maior parte das vezes, seja economicamente inviável. Tanto a fabricação como o processo de recuperação destes componentes são feitos através do processo de soldagem, que devem ser realizado de forma a garantir a integridade da junta soldada. A qualificação de um procedimento de soldagem tem por objetivo atestar a qualidade garantindo a não ocorrência de defeitos que possam vir a caracterizar futuras falhas, além de auxiliar no planejamento e controle de qualidade da operação de soldagem.

A Tractebel, empresa que atua em geração de energia na Região Sul, revela que paradas de 15 a 40 dias são necessárias para este tipo de manutenção em suas maiores usinas, motivo que levou a empresa a investir na pesquisa de processos mais eficientes e rápidos para este fim. Porém ainda se tem pouca informação sobre a melhor forma de depositar este material nas turbinas, tornando a qualificação do procedimento um ponto crítico do trabalho (Ribas, 2015).

Além da empresa citada, dados da Agência Nacional de Energia Elétrica (ANEEL) mostram que 62,88% da matriz energética nacional advém da geração hidroelétrica (Figura 1.1). Além dos elevados prejuízos diretos destas falhas, as paradas de máquina na indústria hidrelétrica acabam por refletir em toda a cadeia econômica, dada a elevada dependência atual da energia elétrica, sustentando o investimento em materiais e processos que resultem em melhores propriedades a fim de maximizar a vida útil de seus componentes. Um exemplo da despesa direta no reparo de turbinas aconteceu recentemente na usina hidroelétrica de Três Irmãos, no início de 2014, em que foram estimados gastos da ordem de 14 a 24 milhões de reais. Com investimentos desta ordem, os cuidados com a integridade dos componentes das usinas não representam excessos, e os procedimentos de fabricação devem ser atestados a fim de evitarem falhas maximizando sua vida útil.

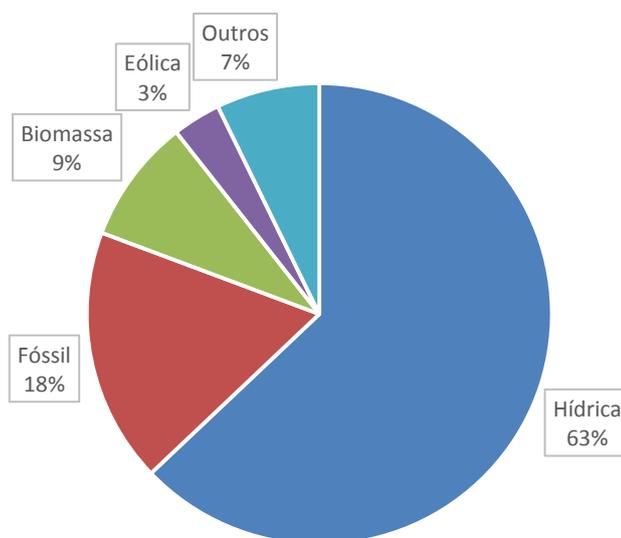


Figura 1.1: Matriz Energética Brasileira (ANEEL, 2014)

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aços Inoxidáveis

Os aços inoxidáveis são ligas de aço altamente resistentes à corrosão, devido ao cromo, seu elemento de liga predominante, e sua resistência pode ser melhorada através de adições de outros elementos de liga, como por exemplo níquel e molibdênio (CALLISTER, 1999), sendo que cada elemento influencia conforme apresentado na Tabela 2.1.

Tabela 2.1: Efeitos facultativos dos elementos de liga nos aços. (RAYMOND, 1982)

Elemento	Influência nas propriedades do aço	Utilização do Aço
Níquel	É um refinador universal de grãos, nos aços ligados. Endurece a ferrita por solução. Infelizmente, é um poderoso elemento grafitizante.	É utilizado em grandes quantidades em aços inoxidáveis e aços resistentes ao calor.
Cromo	Forma carbonetos duros e estáveis. Endurece a ferrita por solução sólida. Quando está presente em quantidades acima de 13% induz a resistência à corrosão. Infelizmente, o cromo acelera o crescimento de grão.	Em pequenas quantidades, é utilizado nos aços para construção e nos aços ferramentas. Também em rolamentos de esfera. Em grandes quantidades, é utilizado nos aços inoxidáveis e nos aços resistentes ao calor
Molibdênio	Influencia fortemente a estabilização de carbonetos. Aumenta a resistência à fluência a altas temperaturas, nas ligas adequadas para este uso. Exerce alguma influência no retardamento dos efeitos do revenido.	Reduz a "Fragilidade do Revenido" em aços cromo-níquel. Eleva a dureza ao rubro dos aços ferramenta. Atualmente é utilizado para substituir parte do tungstênio nos aços rápidos

Contudo, aços ao cromo tendem a tornar-se frágeis durante tratamentos térmicos, incluso nisto os ciclos térmicos do procedimento de soldagem pois este elemento proporciona o crescimento de grãos; já os aços que contêm cromo e níquel, são menos passíveis de serem fragilizados, devido ao efeito do níquel em refinar grãos (RAYMOND, 1982).

Os aços inoxidáveis estão divididos em três classes principais com base na fase constituinte predominante na sua microestrutura; ferrítica, austenítica e martensítica, este último foco deste trabalho.

Os aços inoxidáveis martensíticos são essencialmente Fe-Cr-C, com possibilidade de pequenas adições de outros elementos de liga, tais como Mo, Ti, N, Ni, Cu, Si, Mn, Al, Nb, W entre outros, com teores de cromo nominalmente na faixa de 10,5 a 18%, e os de carbono podendo atingir até 1,2%. O diferencial dos aços desta classe é a presença suficiente de elementos gamagênicos do tipo martensítico, que permitem a formação da fase γ , e portanto, têm a capacidade de transformação de austenita para martensita dentro de quase todas as velocidades de resfriamento (ASM Handbook, 2009) (GRACIOSO, 2003).

O tratamento térmico aplicado aos aços inoxidáveis martensíticos segue os aplicados aos aços carbono e aços de baixa liga, isto é, a liga é austenitizada e depois é resfriada a uma taxa suficientemente alta para produzir martensita, e depois é realizado o tratamento de revenimento para diminuir a dureza excessiva da martensita e aumentar sua tenacidade, além do alívio de tensões (SMITH, 1998)

2.2 Aço Inoxidável Martensítico Macio (AIMM)

Os aços inoxidáveis martensíticos macios começaram a ser desenvolvidos na Suíça em meados do século XX, com o propósito de atender aos requisitos de melhores propriedades mecânicas, temperabilidade e resistência a corrosão e erosão (B. Qin, 2007). Dentre as propriedades melhoradas, as de maior importância são a soldabilidade e o aumento da tenacidade resolvendo o problema de trincas a frio e da fragilização excessiva das juntas soldadas em aços martensíticos convencionais (MAFTOUM, 2009).

Os AIMM apresentam uma matriz martensítica macia e tenaz, além de evitarem a precipitação de carbonetos do tipo Cr_{23}C_6 , que diminuem a resistência a corrosão. A adição de níquel por sua vez contribui com a expansão da fase γ , minimizando o desenvolvimento da ferrita δ , que se apresenta com uma estrutura frágil. O acréscimo de molibdênio confere a estes aços melhor resistência à corrosão em meios de maior agressividade, porém a sua presença provoca a estabilização da ferrita δ , o que tende a diminuir sua tenacidade (STRAUBE, 1988).

O diagrama pseudo-binário aplicável aos aços AIMM é mostrado na Figura 2.1 com uma proporção de cromo e níquel de aproximadamente 3:1 (FOLKARD, 1988), lembrando-se ainda que o referido diagrama possui algumas limitações.

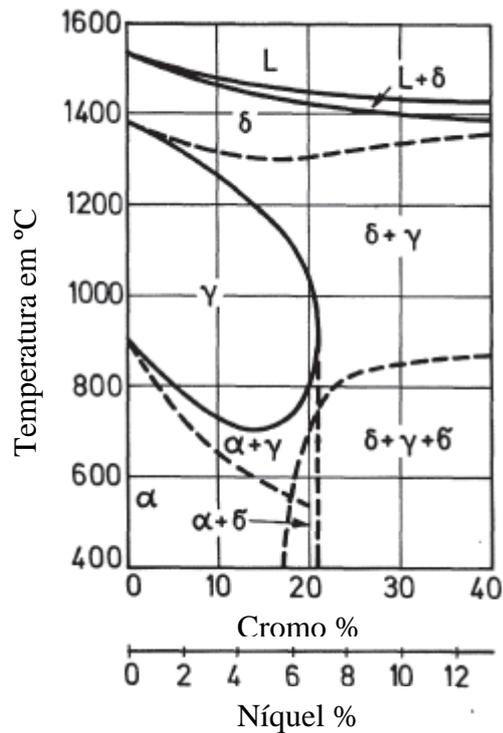


Figura 2.1: Diagrama de equilíbrio pseudo – binário Fe-Cr (Folkard, 1988)

A primeira delas se deve à exclusão de elementos como (C, Mo, P, S, Cu, N) do diagrama, o que poderia levar à formação de outras fases mesmo que em pequenos percentuais, exercendo influências significativas nas propriedades mecânicas. Além disso, após o resfriamento as principais microestruturas também não são observadas no diagrama de equilíbrio. Um exemplo claro é a martensita, que a exemplo de outras fases, como o $M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_2C , podem ser previstas em diagramas de transformações que incluam o tempo como variável, como é o caso dos diagramas isotérmicos e dos de transformação em resfriamento contínuo (GRACIOSO, 2003).

A segunda resulta das variações das temperaturas de transformações de fases que também são afetadas pela presença de outros elementos de liga. Esta influência pode ser observada tanto pela variação dos limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, quanto pela variação de Ac_1 e de Ac_3 . Quanto à primeira variação, verifica-se que a adição de elementos de liga como o cromo, o silício e o molibdênio, faz com que diminuam os limites da faixa de temperatura onde a ferrita delta é estável, ao passo que elementos de liga como o Ni e Mn fazem com que estes aumentem. Além da composição química, estas variações também são sentidas pela velocidade de aquecimento ou resfriamento a qual é

submetida a liga. (Dong-Seok Lêm et al) é citado no trabalho de (GRACIOSO, 2003) por seu trabalho com aços inox martensíticos, no qual se verifica grandes variações nas temperaturas Ac1 e Ac3, com a variação da taxa de aquecimento até 10°C/s, tornando-se quase constantes para taxas superiores.

Estas variações de temperatura de transformação para o aço CA6NM podem atingir cerca de 105°C. As temperaturas Ac1 e Ac3 podem variar entre 630°C a 720°C até 525°C a 750°C conforme pode ser visto na Figura 2.1, respectivamente (B. Qin, 2007).

Nas condições de equilíbrio, uma liga com 13%Cr e 4%Ni solidifica completamente ferrítica e a transformação gama ocorre entre as temperaturas de 1300 a 1200°C. Em uma operação de soldagem pequenas quantidades de ferrita delta são sub resfriadas na mudança delta-gama, e na sequência a austenita transforma-se em martensita a uma temperatura entre 250 a 200°C, independente da taxa de resfriamento. Ao fim do resfriamento tem-se uma estrutura martensítica macia e tenaz e frações de 1-10% de ferrita e austenita residual, dependendo do tipo de liga (PEREIRA, 2000).

2.3 ASTM A743 CA-6NM

Os aços inoxidáveis fundidos são classificados, segundo o Alloy Casting Institute (ACI), de acordo com sua composição química e utilização (METALS Handbook, 1984). No aço CA-6NM, a primeira letra indica o seu uso para resistir à corrosão (C), a segunda letra classifica nominalmente os teores de cromo e níquel. Com o correspondente aumento do teor de níquel, a designação é alterada de A até Z. Os números que seguem às duas primeiras letras indicam o máximo teor de carbono (% 100). Finalizando, os elementos de liga presentes são indicados pela primeira letra correspondente a cada elemento. Desta forma, o aço CA-6NM é um aço resistente à corrosão do tipo 13% Cr, ligado ao níquel e molibdênio e contendo no máximo 0,06% C. Sua composição química é mostrada na Tabela 2.2.

Tabela 2.2: Composição química nominal dos aços CA6NM segundo a norma ASTM A743

Análise Química								
Elemento Químico	C (máx.)	Mn (máx.)	Si (máx.)	Cr	Ni	P (máx.)	S (máx.)	Mo
% em peso	0.06	1	1	11.5 - 14.0	3.50 - 4.50	0.04	0.03	0.4 - 1.0

A redução do teor de carbono no aço CA-6NM tem como objetivo o estreitamento do campo austenítico, tornando a ferrita delta estável em temperaturas mais baixas (GRACIOSO, 2003). Por meio da análise térmica diferencial (BAGGSTROM, 1964), comprovou-se um intervalo *liquidus-solidus* menor para teores de carbono mais baixos. O estreitamento do intervalo *liquidus-solidus* tem por consequência redução significativa na ocorrência de defeitos resultantes da solidificação, como trincas a quente e inclusões (NALBONE, 1982), que tem como efeito a diminuição da tenacidade (YEBISUYA, 1981).

Conforme apresentado anteriormente, este efeito é então compensado com a adição de Ni para expandir o campo austenítico novamente, mantendo o potencial para que ocorra a austenitização completa e posteriormente a têmpera com a formação de martensita. O níquel também estreita o campo da ferrita delta, restringindo-o a temperaturas mais elevadas (RAYMOND, 1982), (CHIAVERINI, 2002).

No diagrama TRC (transformação no resfriamento contínuo) do aço CA-6NM, apresentado na Figura 2.2, percebe-se que mesmo sob taxas de resfriamento extremamente lentas não há a formação de outro microconstituente (perlita, ferrita ou bainita) além da martensita, revelando a alta temperabilidade deste tipo de aço.

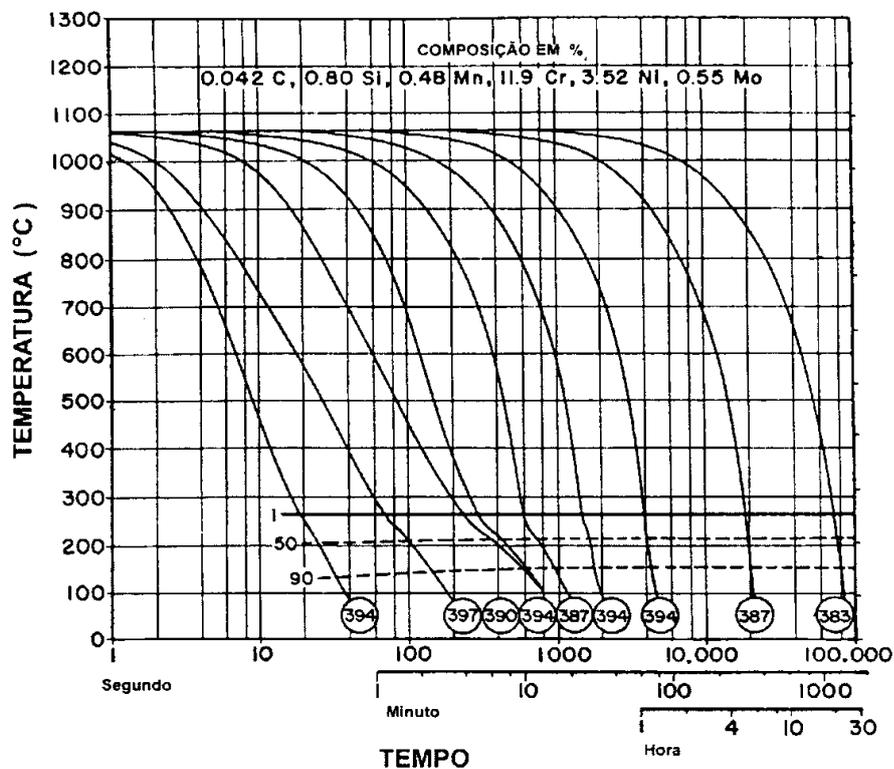


Figura 2.2: Diagrama TRC para o aço CA-6NM (Crawford, 1974).

Apesar da temperatura para completa formação da austenita (Ac3) situar-se próxima a 720°C, os valores de ductilidade de amostras solubilizadas nesta temperatura encontravam-se abaixo do que era esperado, provavelmente devido à existência de carbonetos não dissolvidos (Crawford, 1974). Logo recomenda-se uma temperatura de austenitização na faixa de 950 a 1050°C (PEREIRA, 2000).

Foi verificado com a utilização de ensaios dilatométricos que ocorre a formação de austenita estável e finamente dispersa, a qual não se transforma em martensita após o resfriamento, e que o início do aparecimento desta austenita se dá por volta de 550° C (Ac1), alcançando um conteúdo máximo de cerca de 30% a 615°C. Acima desta temperatura ocorre uma redução da austenita formada e ainda o surgimento de uma austenita instável capaz de transformar-se em martensita após o resfriamento (FOLKARD, 1988). A Figura 2.3 apresenta a variação do percentual total de austenita com aumento da temperatura do revenido.

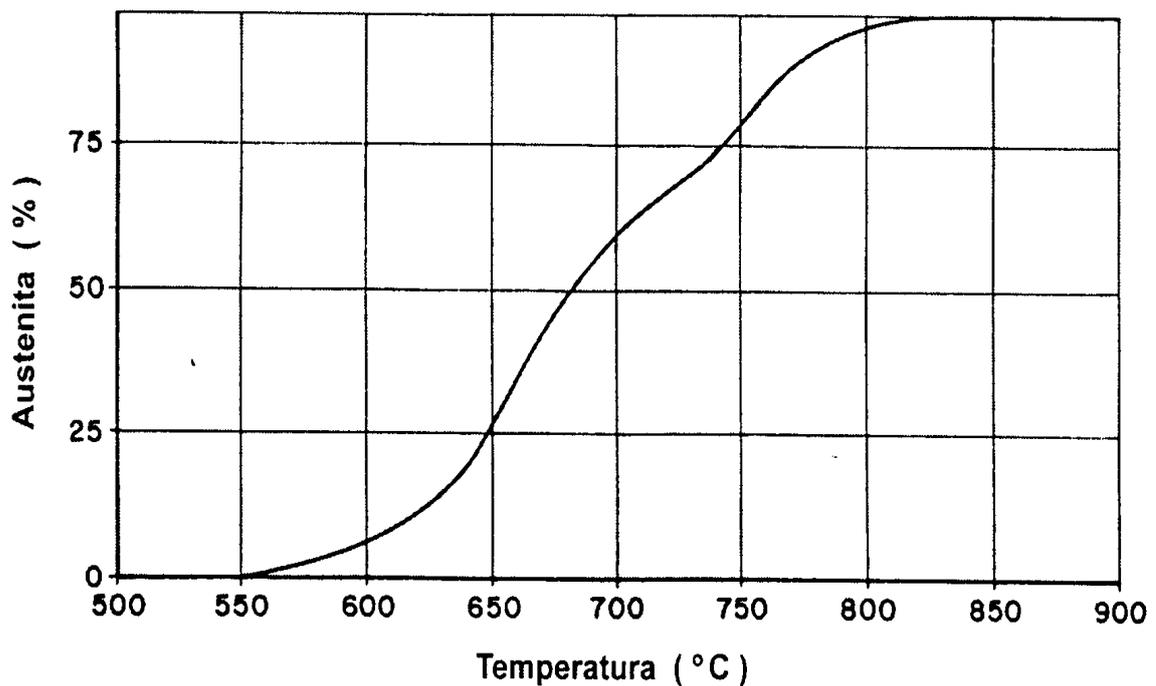


Figura 2.3: Gráfico mostrando o percentual total de austenita formada em função da temperatura de revenido (Niederau, 1977)

Na Figura 2.4 são apresentados os valores das propriedades mecânicas em função da temperatura de revenido. A referida figura mostra também os teores dos tipos de austenita (estáveis ou instáveis) em função da temperatura de revenido. Segundo alguns pesquisadores

Crawford (1974); Negrete (1991) e Gooch (1995) citados por (GRACIOSO, 2003), bons resultados com relação à redução da dureza máxima são obtidos através da realização de duplo revenimento, o primeiro na temperatura de 670° C e o segundo entre 550° C e 600° C.

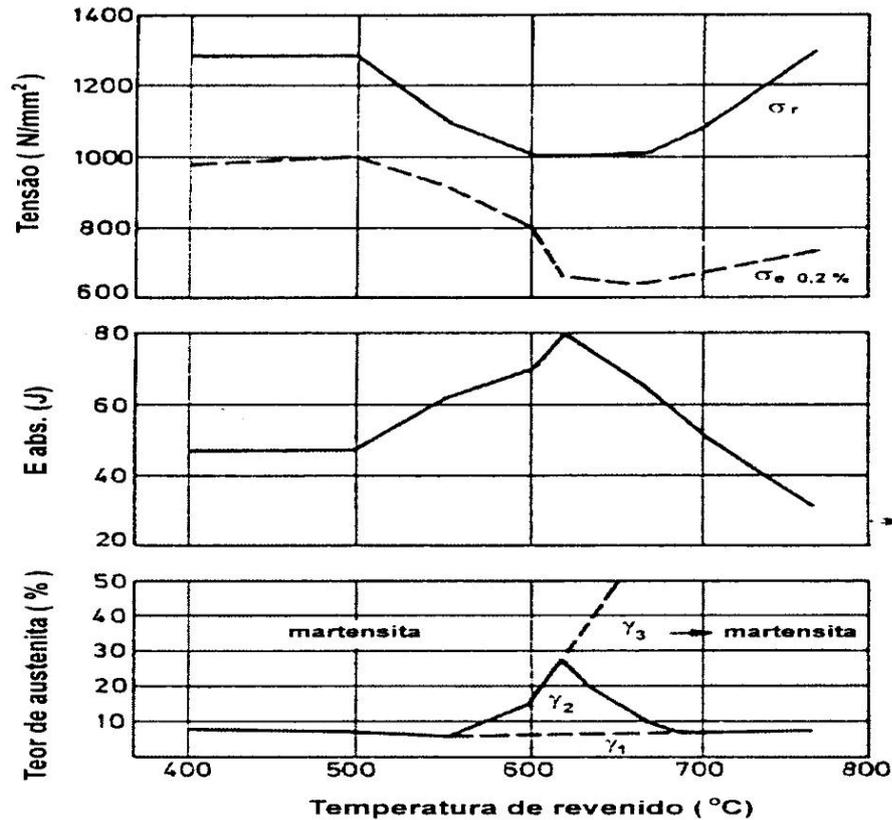


Figura 2.4: Propriedades mecânicas do aço CA-6NM em função da temperatura de revenido (FOLKARD, 1988)

γ_1 – austenita residual estável, super resfriada durante a transformação γ - α

γ_2 – austenita temperada estável, finamente dispersa na matriz

γ_3 – austenita instável que transforma em martensita (não revenida) após a tempera e revenido

Na Figura 2.5 são mostrados o comportamento das propriedades de interesse do AIMM CA-6NM em relação a temperatura de revenimento empregada. (ASM Handbook, 2009)

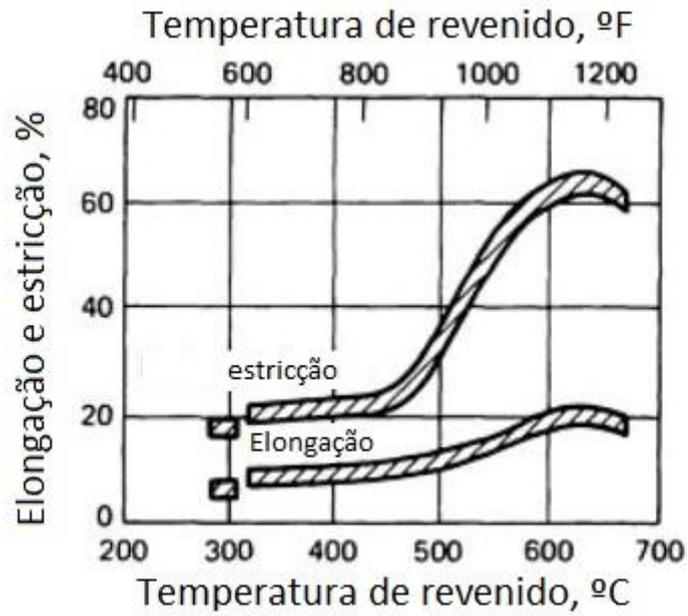
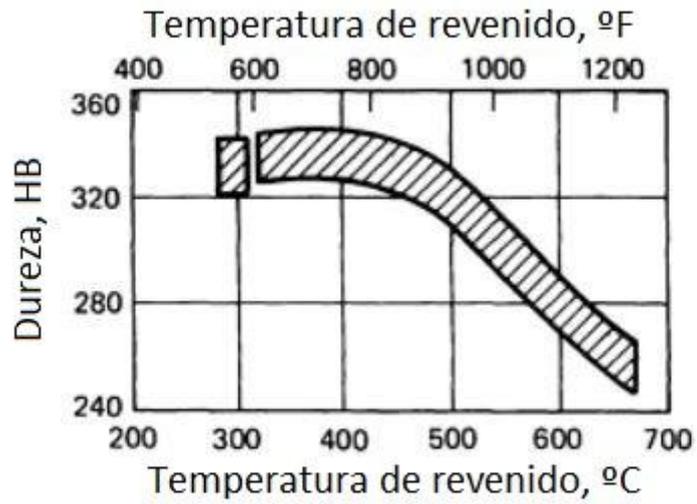


Figura 2.5: Propriedades do aço CA-6NM em relação a temperatura de revenimento (ASM Handbook, 2009)

2.4 Soldagem do aço CA-6NM

O aço inoxidável martensítico macio CA-6NM é destaque dentro da família dos AIMM por apresentar boa soldabilidade como já citado anteriormente. Segundo Pereira (2001) as principais características que proporcionam melhor soldabilidade são:

- (i) Teor de carbono entre 0,018 e 0,05% que resulta na formação de martensita de baixo carbono na ZTA e no metal de adição;
- (ii) Teor de ferrita delta entre 1 e 5%, que previne o crescimento de grãos em altas temperaturas;
- (iii) Austenita residual que reduz as trincas provocadas pelo hidrogênio;

2.4.1 Soldagem de Metais Dissimilares

Metais dissimilares podem ser caracterizados como metais quimicamente diferentes, por exemplo: cobre, ferro e alumínio, ou por ligas metalurgicamente diferentes como o aço inoxidável martensítico e o aço inoxidável austenítico.

A utilização da liga de aço inoxidável austenítico como metal de adição no processo de soldagem de juntas dissimilares iniciou-se em 1940 e, desde então, as indústrias petroquímicas e de geração de energia tem investido cada vez mais neste tipo de tecnologia (LUNDIN, 1982).

Segundo Folkard (1988) e Lundin (1982), o aço inoxidável austenítico é amplamente utilizados em soldas dissimilares devido a seu alto teor de elementos de liga (Cr-Ni), que por sua vez influenciam na diluição de carbono, evitando uma estrutura sensível a nucleação e propagação de trincas, sendo assim, possível a utilização deste tipo de liga em qualquer processo de soldagem.

Apesar da sua alta temperabilidade o aço inoxidável martensítico macio CA-6NM é facilmente soldado com arame tubular de aço inoxidável austenítico, devido a seu baixo teor de carbono (0,06%), reduzindo assim a ocorrência de defeitos de solidificação como trincas a quente (PEREIRA, 2000).

2.4.1.1 Solidificação do Metal de Solda

O processo de solidificação ocorre devido a nucleação e crescimento de uma nova fase (sólida) através do avanço da interface sólido-líquido. Durante muito tempo tem-se comparado a solidificação do metal de solda com a solidificação encontrada no processo de fundição, desta forma conceitos como nucleação, crescimento, segregação e instabilidade da interface foram incorporado no processo de solidificação em soldagem (KEJELIN, 2006). Na maioria dos casos faz-se a aproximação do metal base (em soldagem) com a parede do molde (em fundição), considerando assim que o metal de base é usado como substrato para a nucleação. A energia livre (ΔG)¹ requerida para solidificação é uma função do ângulo de molhamento (θ) entre o substrato (metal base) e o sólido formado (NELSON & Lippold, 1999). A solidificação em soldas autógenas (sem metal de adição), ou em soldas em que o metal base e o metal de adição são similares, é facilitada devido ao ângulo de molhamento ser igual a zero ($\theta=0$), isso implica que a energia de interface também é igual a zero ($\Delta G = 0$), desta forma, o crescimento do sólido se inicia na linha de fusão sem dificuldades (NELSON & Lippold, 1999).

Segundo Nelson e Lippold (1999) e Kou S.(2003) o completo molhamento do substrato ($\theta=0$) pelo metal de adição faz com que o crescimento de grão inicie sobre o substrato cristalino existente, estendendo-se sem modificar a estrutura cristalina e a orientação cristalográfica. Este processo de solidificação é conhecido como crescimento epitaxial.

2.4.1.2 Crescimento Epitaxial

Um esquema de como é conhecido o crescimento epitaxial é mostrado na Figura 2.6. Pode-se notar que o metal de adição inicia seu crescimento dendrítico "continuando" os grãos do metal de base, perpendicular à linha de fusão indo em direção à zona fundida sem alterar a estrutura cristalina do mesmo.

O crescimento em direção à zona fundida é chamado de crescimento competitivo, cuja característica é o crescimento dos grãos na direção do fluxo de calor, e tendem a suprimir o crescimento de outros grãos cuja a direção de crescimento não estejam assim orientadas (KOU, 2003).

¹ ANEXO D: Relação entre o ângulo de molhamento e a energia interfacial, figura esquemática do ângulo de molhamento

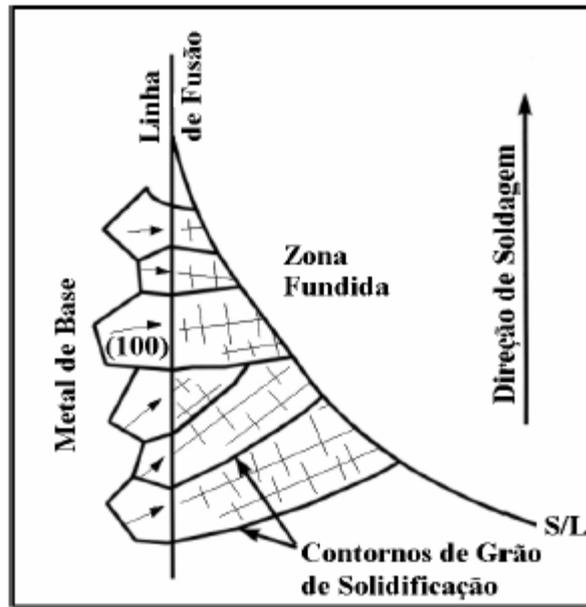


Figura 2.6: Ilustração mostrando o crescimento epitaxial do metal fundido perto da linha de fusão (KOU, 2003)

2.4.1.3 Contornos de grão Tipo II

Este tipo de crescimento foi exposto por *Nelson e Lippold (2000)* no estudo "A natureza e evolução da linha de fusão de uma solda dissimilar durante o resfriamento", o qual propôs uma teoria sobre as causas da fragilização na soldagem de metais dissimilares. A esta teoria foi dado o nome de "Contornos de Grão tipo II" exemplos podem ser visualizados nas Figura 2.7 e Figura 2.8.



Figura 2.7: Contornos de Grão tipo II (NELSON & Lippold, 2000)

Contornos de grão tipo II consistem em grãos orientados paralelamente a linha de fusão, em uma faixa de no máximo 100µm. Este tipo de morfologia é contrária a encontrada nas soldas de metais similares, os quais possuem seus grãos orientados normal a linha de fusão e que são extensões dos grãos da ZTA, caracterizando assim o crescimento epitaxial.

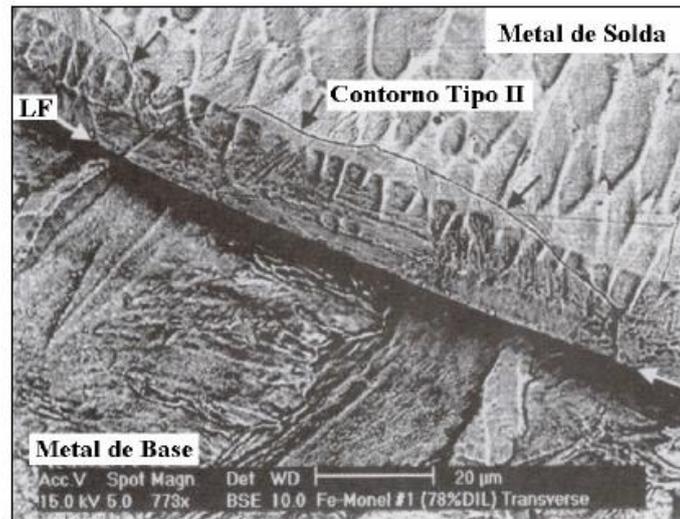


Figura 2.8: Contorno de grão tipo II, entre metal de solda martensítico e metal de adição austenítico (NELSON & Lippold, 2000)

Falhas nas soldas de metais dissimilares em serviço (principalmente em altas temperaturas) ocorrem com muita frequência, devido a propagação de trincas intergranulares em regiões próximas a linha fusão (KEJELIN, 2006). A Figura 2.9 mostra um perfil de fratura exatamente ao longo do contorno de grão tipo II, mostrando como este tipo de crescimento fragiliza o metal de solda. Pode-se dizer que este tipo de contorno de grão é um dos principais meios de fragilização de soldas dissimilares (KEJELIN, 2006).

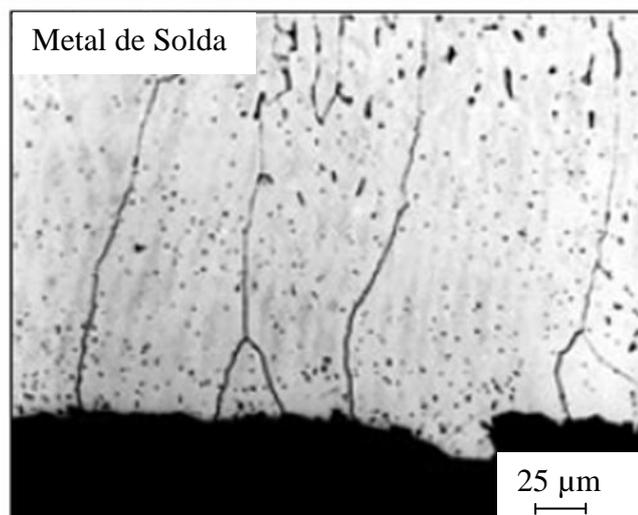


Figura 2.9: Perfil de fratura mostrando falha ao longo dos contornos de grão tipo II (NELSON & Lippold, 2000)

Em soldas homogêneas em que ocorre o crescimento epitaxial, a interface da zona fundida com a ZTA é apenas uma linha que delimita a porção fundida (metal de solda) e a porção não fundida (metal de base). Mas quando se trata de soldas dissimilares essa linha separa um aglomerado de contornos de grãos orientados aleatoriamente e heterogeneamente solidificados, sem correlação com os contornos de grão da ZTA. Por conta dessa complexidade de microestrutura *Nelson e Lippold (2000)* propuseram um mecanismo para demonstrar a natureza dessa transformação durante o resfriamento, conforme esquematizado na Figura 2.10.

Durante o resfriamento da região soldada de soldas autógenas a linha de fusão não oferece resistência nenhuma à migração da interface de $\delta - \gamma$ (região B da Figura 2.10), que avança em sentido contrário a extração de calor na solda sem muitos obstáculos, com isso tem-se na linha de fusão um grão de tamanho equivalente aos grãos da ZTA e com a mesma orientação cristalográfica.

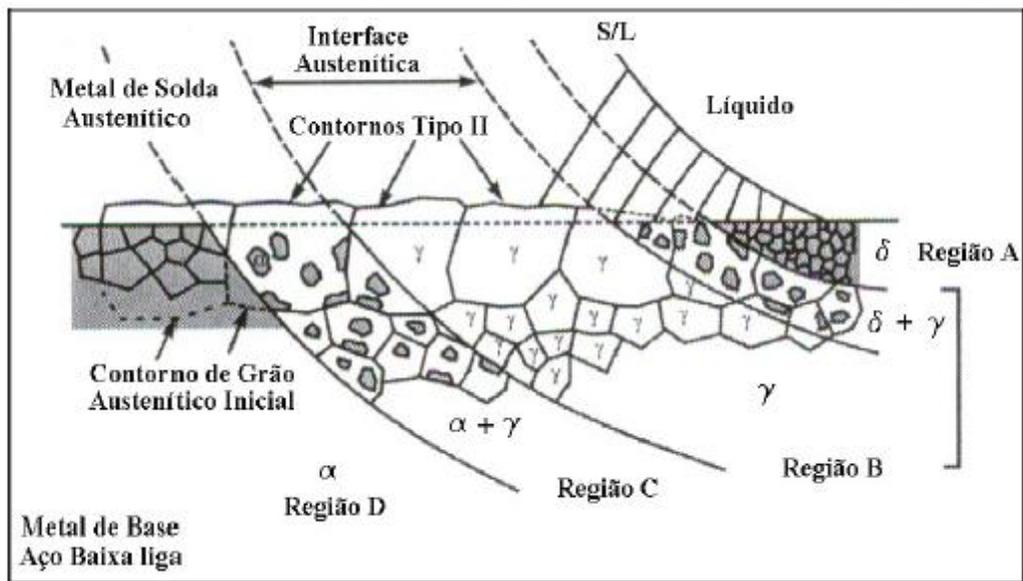


Figura 2.10: Ilustração esquemática da formação dos contornos tipo II (NELSON & Lippold, 2000).

Entretanto, em soldagem dissimilar a ferrita- δ da ZTA não ultrapassa a linha de fusão devido a um alto teor de austenita estável no metal de solda. Quando a interfase $\delta - \gamma$ atinge a linha de fusão tem-se uma interface austenítica metaestável, enquanto a ZTA é constituída de austenita instável (que se torna martensita após o resfriamento), o metal de solda é composto de inúmeros grãos austeníticos menores (com alta taxa de nucleação heterogênea), rico em níquel, os quais não sofrem transformações alotrópicas subsequentes.

Contudo, existe uma grande diferença de composição química no encontro entre a linha de fusão com a interface de solidificação, resultando com que cada grão austenítico proveniente da ZTA entre em contato com vários grãos menores do metal de solda. Neste momento a mobilidade da interface austenítica ZTA / metal de solidificação sobreposta a linha de fusão é consideravelmente maior na faixa de temperatura austenítica, pois nesta faixa de temperatura as estruturas semelhantes (austenita) são separadas, entretanto para a migração desta interface é necessário apenas a difusão de curto alcance (NELSON & Lippold, 2000).

No processo de soldagem é muito improvável que ocorra a difusão de longo alcance devido ao ciclo térmico ser muito rápido, sendo assim, impossibilitando a redução da estabilidade da austenita cúbica de face centrada (CFC) do metal de solda, o que a transformaria em martensita hexagonal compacta (HC).

Por fim a formação de contornos de grão tipo II está ligada diretamente ao comportamento da solidificação do metal de solda e da natureza das transformações no estado sólido que ocorrem com o metal de base. Para a formação de contornos de grão do tipo II é necessária a ocorrência das transformações alotrópicas, ferrita δ em austenita, no metal de base a alta temperatura, além da não ocorrência do mesmo no metal de solda (KEJELIN, 2006).

2.5 Tratamento Térmico

Tratamentos térmicos são o conjunto de operações de aquecimento e resfriamento aos quais os aços são submetidos, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidade de resfriamento, com o objetivo de alterar as suas propriedades mecânicas ou conferir-lhes características determinadas (SPECTRU). Estas alterações se dão através da alteração micro estrutural, difusão e dissolução de elementos e carbonetos e até através da alteração dimensional dos grãos. Nos aços inoxidáveis tem por objetivo produzir mudanças em suas condições físicas, propriedades mecânicas, diminuir tensões residuais e restaurar o máximo da sua resistência a corrosão (ASM Handbook, 2009). É através destes tratamentos que é possível obter melhores desempenhos das propriedades mecânicas para uma mesma composição química e processo de fabricação (GRACIOSO, 2003).

2.5.1 Normalização

A normalização é um tratamento térmico definido como o aquecimento do material até sua completa austenitização, seguida de um resfriamento ao ar em repouso ou levemente agitado. Tipicamente a peça tratada é aquecida de 40°C a 50°C acima da temperatura crítica do diagrama Fe-C (Figura 2.11) em que ocorre a dissolução dos carbonetos, A_{c3} para os aços hipoeutetóides e A_{cm} para os aços hipereutetóides. (ESTEBAN, 1981). Os aços temperáveis ao ar são excluídos da classe de aços normalizáveis, pois não apresentam microestrutura perlítica normal que caracterizam os aços normalizados, como por exemplo os aços inoxidáveis e aços austeníticos.

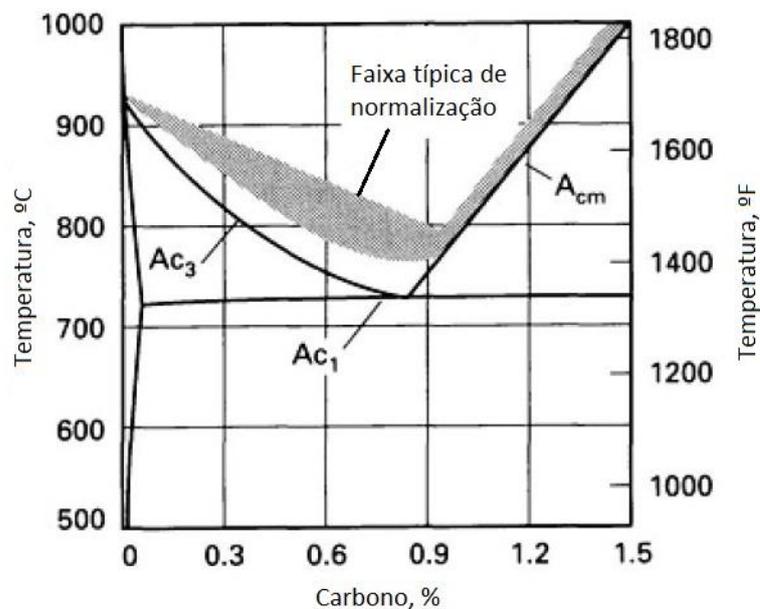


Figura 2.11: Faixa de temperatura de normalização (ASM Handbook, 2009)

A normalização tem por finalidade aumentar ou diminuir a resistência e a dureza do material, dependendo do ciclo térmico e mecânico prévio a que a peça foi submetida, a de melhorar a usinabilidade, o refino de grão, a homogeneização e o alívio das tensões residuais.

O tempo padrão para o tratamento é tido como o tempo necessário para que ocorra a completa dissolução dos carbonetos estáveis ou para a difusão dos constituintes, que normalmente é o tempo para austenitização completa da peça. Este tempo é estimado em 1 hora por polegada na espessura da peça, mas, quando inserida no forno após sua estabilização, a temperatura correta, deve ocorrer em menos tempo desde que não haja segregados na estrutura.

Após o aquecimento a peça deve ser resfriada, e a taxa de resfriamento influencia significativamente na quantidade de perlita e no tamanho e espaçamento de suas lamelas. A altas taxas, obtém-se maior quantidade de perlita e com lamelas mais finas, o que resulta em maior resistência e dureza. Reciprocamente, taxas menores de resfriamento resulta em estruturas de menor dureza e lamelas mais espessas. Há ainda o efeito da massa que deve ser levado em consideração, que resulta em variações na taxa de extração de calor em peças com variações de espessuras, resultando em diferentes resistências e durezas do material. Este efeito aumenta a probabilidade de distorções e até mesmo eventuais trincas. Em chapas finas de baixo e médio carbono a normalização pode gerar maiores durezas não se fazendo necessário tratamentos posteriores, já no caso de produtos forjados, laminados e produtos fundidos, a normalização é utilizado como um pré tratamento, a fim de refinar a estrutura e uniformizá-la uma vez que foram resfriadas não uniformemente a partir de altas temperaturas. Nos fundidos é empregada como tratamento prévio a têmpera a fim de refinar a estrutura dendrítica e melhorar a resposta a mesma (ASM Handbook, 2009).

2.5.2 Têmpera

O processo de têmpera consiste no aquecimento do material dentro do campo austenítico, seguido de um rápido resfriamento, interceptando o cotovelo do diagrama TTT na região da microestrutura desejada, como mostrado na Figura 2.12. Para a obtenção da martensita, a velocidade de resfriamento deve ser superior a crítica (CHIAVERINI, 2002) (GRACIOSO, 2003), a fim de desviar o “cotovelo”, atingindo a curva em M_s , região de início da transformação martensítica.

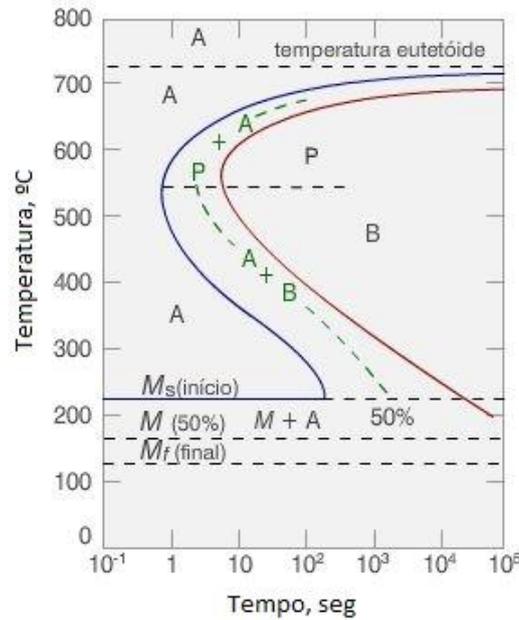


Figura 2.12: Diagrama TTT

O tratamento térmico de têmpera tem por objetivo a melhoria das propriedades mecânicas do material, como por exemplo o aumento do limite de resistência à tração, aumento da dureza que resultam na indesejável redução da ductilidade, da tenacidade e o aparecimento de apreciáveis tensões internas. A razão de todas essas alterações é a fase final constituinte do material, a martensita, que é produzida a partir da austenita. Utilizando-se velocidades de resfriamento acima da velocidade crítica, tem-se a transformação alotrópica de ferro gama para ferro alfa, obtendo-se uma estrutura sólida super saturada de carbono em ferro alfa, cuja extrema dureza deve ser atribuída à distorção do reticulado cúbico de corpo centrado causada pela distorção (CHIAVERINI, 2002).

A têmpera bem sucedida consiste em se alcançar os parâmetros requisitados enquanto se minimizam as tensões residuais, distorções e possibilidade de fratura. Para isto é necessário a seleção de um meio refrigerante que depende da temperabilidade particular da liga, da seção transversal e formato envolvido, resultando em uma taxa de resfriamento suficiente para alcançar a microestrutura esperada. Os meios refrigerantes mais utilizados são líquidos e gases, como óleos aditivados, água, polímeros em meios aquosos e água contendo sais. A capacidade de um meio refrigerante para temperar um metal, depende das características térmicas deste fluido, enquanto a efetividade da têmpera depende da composição do metal, tipo de meio refrigerante e suas condições de uso, parado ou agitado (ASM Handbook, 2009).

Fundamentalmente o objetivo do processo de têmpera é o de resfriar o metal rapidamente a fim de formar as fases desejadas, as vezes a bainita mas mais frequentemente a martensita, sendo a taxa de resfriamento a função básica a ser controlada (ASM Handbook, 2009).

Quando se deseja obter a máxima dureza do material a maior taxa de remoção de calor deve ocorrer a altas temperaturas, na região de transformação de ferrita e perlita, porque isto minimiza a formação destas. Taxas de resfriamento na região onde a martensita começa a se transformar a partir da austenita (M_s), devem ser minimizadas para reduzir o potencial de quebra e deformação, devido a contração do material enquanto está resfriando, ao mesmo tempo que o processo de endurecimento gera sua expansão, mostrado na Figura 2.13.

Na formação da martensita ocorre uma expansão do material comparada com o que ocorre na matriz perlítica. Embora seja conhecido que durante o resfriamento ambas as estruturas tenham uma contração superior a 1%, o material martensítico tem uma contração menor na rede cristalina. Durante o rápido resfriamento, a superfície mais externa é temperada transformando-se em martensita e a subsequente contração do interior da peça tratada produz compressão na superfície e tensões no centro que pode resultar em deformação do material (ASM Handbook, 2009).

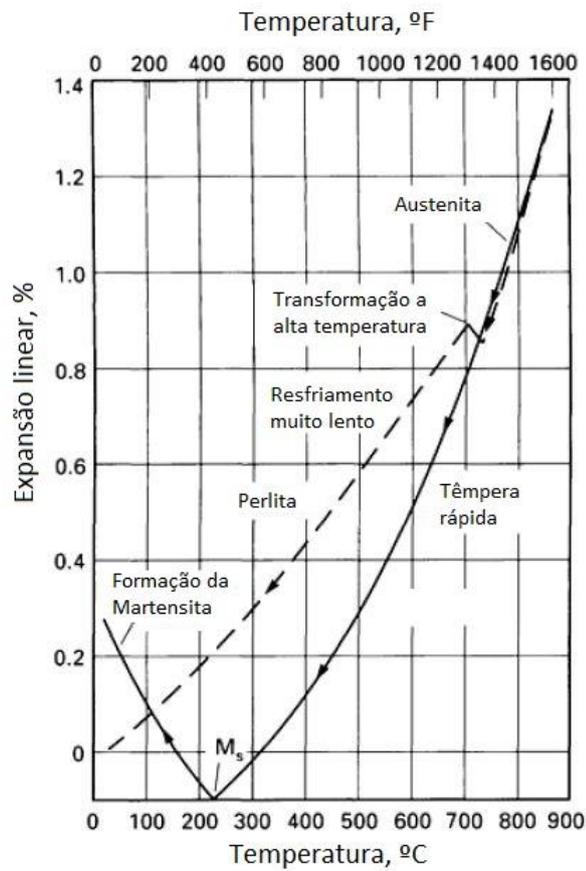


Figura 2.13: Expansão linear das micro estruturas (ASM Handbook, 2009)

Nos aços CA-6NM a austenitização normalmente ocorre a 950 à 1050°C, temperatura em que ocorre a homogeneização de elementos segregados, a dissolução de carbonetos e a decomposição da ferrita delta oriunda do material bruto de fundição (GRACIOSO, 2003).

2.5.3 Revenido

O revenimento é o tratamento térmico que normalmente acompanha a têmpera ou a normalização, este tratamento consiste no aquecimento do material abaixo da temperatura crítica e resfriado a uma taxa controlada, com o intuito de diminuir a dureza e aumentar a ductilidade e tenacidade, com o conseqüente, porém indesejado, crescimento de grão. Também tem-se como propósito o alívio de tensões e a garantia da estabilidade dimensional, este tratamento também pode ser empregado no alívio de tensões de produtos conformados e usinados.

Em um aço temperado, a microestrutura consiste essencialmente em martensita, em que a estrutura do ferro é deformada por átomos de carbono resultando em aços de elevada dureza. Sob aquecimento, os átomos de carbono difundem e reagem transformando a cementita (Fe_3C), ou carbonetos dos elementos de liga, em matriz ferrítica, com o conseqüente alívio das tensões na rede cristalina.

As propriedades dos aços revenidos, são primeiramente determinados pelo tamanho, forma, composição e distribuição dos carbonetos, com uma pequena contribuição do endurecimento por solução sólida da ferrita. Estas mudanças na microestrutura usualmente diminuem a dureza, resistência a tração e a resistência ao escoamento, porém aumentam a ductilidade e a tenacidade do material. Sob determinadas condições, a dureza pode ser inalterada pelo revenimento ou pode até ser aumentada, por exemplo o revenimento sob baixas temperaturas que podem não causar diminuição de dureza e o aumento da tensão de escoamento, ou até mesmo o endurecimento secundário no caso de aços liga.

Baseado em estudos de raio X, ensaios dilatométricos e micro estruturais, constatou-se que o revenimento ocorre em 3 estágios distintos, podendo chegar a 4 para aços alta liga, embora as faixas de temperatura se sobreponham:

- 1º Estágio - Ocorre a formação dos carbonetos de transição e a queda do percentual de carbono na martensita a 0,25% (100 a 250°C).
- 2º Estágio – Transformação da austenita retida em ferrita e cementita (Fe_3C) (200 a 300°C).
- 3º Estágio – Substituição dos carbonetos de transição e martensita de baixa temperatura por cementita e ferrita (250 a 350°C).
- 4º Estágio (somente nos aços alta liga) – Precipitação de carbonetos de elementos de liga finamente dispersos.

Durante o revenimento a martensita se decompõe em uma mistura de ferrita e cementita que diminui de volume com o aumento da temperatura, no segundo estágio do revenimento a austenita retida nos aços carbonos e aços baixa liga, transforma-se em bainita, com um aumento de volume. Quando certos aços liga são revenidos, ocorre a precipitação de carbonetos finamente dispersos, com o aumento da dureza, chamada de dureza secundária e com conseqüente aumento de volume. Com a precipitação dos carbonetos de elementos de liga, a temperatura M_s da austenita retida, temperatura de início da transformação martensítica, aumenta, e esta começa a se transformar em martensita durante o resfriamento a partir da temperatura de revenimento.

Os parâmetros a serem controlados no revenimento são o tempo, temperatura e a taxa de resfriamento. Com o aumento da temperatura de revenimento a resistência e dureza decrescem, enquanto a alongação e redução de área sofrem um aumento, conforme mostrado nas Figura 2.4 e 2.5.

O tempo de revenimento é o outro fator que deve ser controlado, com o rápido decréscimo de dureza logo no início do tratamento, com uma queda gradual nesta transformação ao longo do tempo. Para minimizar a possibilidade de falha, geralmente utilizam-se tempos de 1 e 2 horas.

Por último o fator taxa de resfriamento, que embora não afete as propriedades de tensão, a tenacidade pode decrescer caso o aço seja resfriado muito lentamente entre 375 e 575°C, especialmente em aços que contenham elementos formadores de carbonetos. Alongação e redução de área podem ser afetadas também (ASM Handbook, 2009).

No caso do material alvo deste estudo, o aço CA-6NM, um material de alta liga, o objetivo deste tratamento era o de diminuir sua dureza e aumentar sua ductilidade, para isto buscou-se uma temperatura ótima acima de 550°C, em que tem-se a formação de uma austenita estável e finamente distribuída no interior da microestrutura (PEREIRA, 2000).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Material ASTM A 743 CA-6NM

O material estudado é um aço inoxidável martensítico macio CA-6NM. A composição química e as propriedades mecânicas são apresentadas na Tabela 3.1 e Tabela 3.2 respectivamente.

Tabela 3.1: Composição química do Aço CA-6NM em estudo.

Elementos (% em peso)	Material Amostras	Norma ASTM A743 Aço CA-6NM
Carbono	0.045	Max 0.06
Silício	1.0	Max 1.00
Manganês	0.57	Max 1.00
Fósforo	0.029	Max 0.04
Enxofre	0.002	Max 0.03
Cromo	12.7	11.5 - 14.00
Níquel	4.29	3.5 - 4.5
Molibdênio	0.8	0.4 - 1.0

Tabela 3.2: Propriedades mecânicas do Aço CA-6NM(*)

Resistência à tração (MPa)	Tensão de escoamento (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HB
929	643	21,6	285

(*) Valores fornecidos junto com a especificação técnica do material.

Foi fornecida uma junta soldada nas dimensões 260x300x25mm, conforme ilustrado na Figura 3.1. A junta foi soldada com o processo arame tubular com consumível AWS E 309LT1 - 4/1 (austenítico), e a configuração da junta e os parâmetro de soldagem, podem ser vistos no ANEXO A



Figura 3.1: Junta soldada fornecida.

3.2 Metodologia

3.2.1 Retirada das Amostras

A primeira amostra foi retirada do metal de base de uma região que se encontra ainda em estado de fornecimento (temperado e revenido), para realizar sua caracterização microestrutural, Figura 3.2.

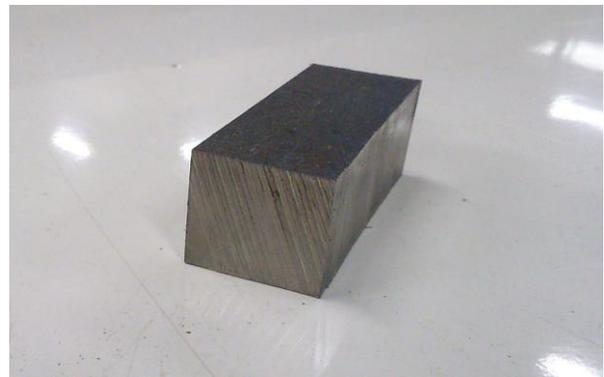
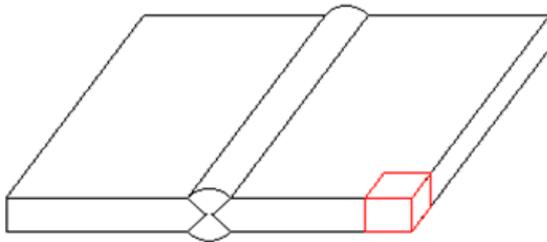


Figura 3.2: Amostra do metal de base

A segunda amostra, por sua vez, foi extraída da junta soldada, englobando a zona fundida, a zona termicamente afetada e o metal de base, Figura 3.3. Esta amostra foi fornecida com um revenimento à temperatura de 600°C por 1 hora.

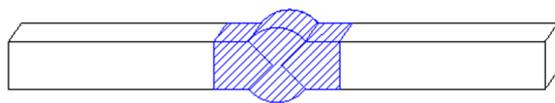


Figura 3.3: Amostra da ZTA com revenimento posterior a soldagem

Por último retirou-se seis amostras da junta soldada sem tratamento térmico posterior Figura 3.4. Uma para caracterização da junta soldada, e as outras cinco com o objetivo de submetê-las a tratamentos térmicos de revenido distintos.

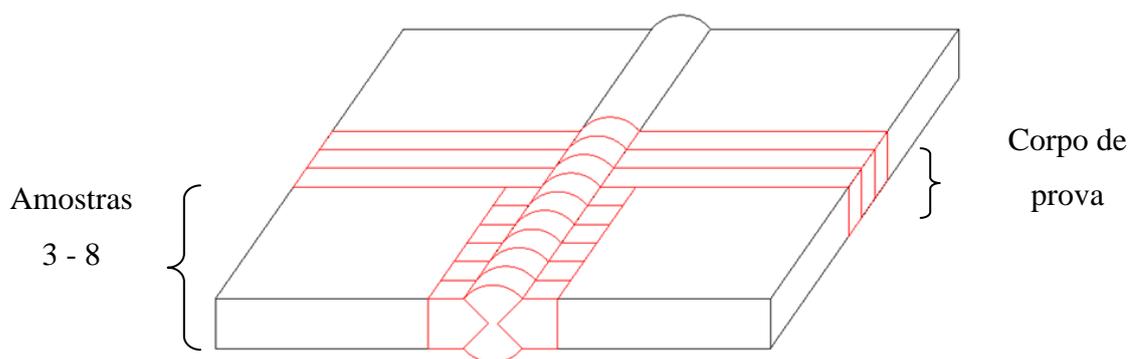


Figura 3.4: Amostras da ZTA sem tratamento térmico posterior a soldagem, corpos de prova de dobramento

Retirou-se também, três corpos de prova, para o ensaio de dobramento que será discutido mais a frente.

3.2.2 Tratamento térmico

Para os tratamentos térmicos de revenido nas cinco amostras, foi utilizado um forno tipo mufla da FDG, modelo EDGCON 3P, sem proteção de atmosfera e termopares do tipo K, equipamentos estes disponibilizados pelo laboratório de materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Na realização dos tratamento térmicos de revenido o forno foi pré aquecido a temperatura do tratamento e em seguida as amostras permaneceram nesta temperatura por 1 hora, tempo necessário para total homogeneização da temperatura da amostra.

Com o objetivo de facilitar a visualização das condições das amostras no trabalho, segue a Tabela 3.3.

Tabela 3.3: Tabela das condições das amostras.

AMOSTRAS	
1 ⁰	Metal de Base estado de fornecimento (temperado ao ar e revenido)
2 ⁰	Junta Soldada com tratamento térmico fornecido (revenimento 600°C - 1 hora)
3 ⁰	Junta Soldada sem tratamento térmico (ZTA re-têmperada)
4 ⁰	Junta Soldada com tratamento térmico (revenimento 620°C - 1 hora)
5 ⁰	Junta Soldada com tratamento térmico (duplo revenimento 620°C - 1 hora)
6 ⁰	Junta Soldada com tratamento térmico (duplo revenimento 670/550°C - 1 hora)
7 ⁰	Junta Soldada com tratamento térmico (revenimento 650°C - 1 hora)
8 ⁰	Junta Soldada com tratamento térmico (duplo revenimento 650°C - 1 hora)

3.2.3 Caracterização

3.2.3.1 Metalografia

Um microscópio óptico BX51M da marca Olympus foi cedido pela universidade para a realização da caracterização das amostras.

Para preparação das amostras, necessitou-se deixar a superfície que vai ser analisada devidamente polida e paralela à superfície oposta, a fim de que sejam obtidos resultados mais confiáveis e precisos na metalografia e no ensaio de microdureza que será realizado posteriormente. Para isso utilizo-se lixas d'água (P80 até P1200) e uma politriz automática (45 até 0,05µm).

Para o ataque químico na superfície das amostras, utilizou-se solução de Villela. Lembrando que em algumas casos (amostras 2 à 8) foram utilizados dois tempos de ataque, devido a diferença química entre a zona fundida e metal de base.

As amostras foram posicionadas e focalizadas no microscópio óptico, utilizou-se quatro lentes de aumento (5x, 10x, 20x e 50x) em conjunto uma lente ocular com aumento de 10x, a fim de possibilitar uma melhor visualização da microestrutura.

3.2.3.2 Microdureza

Os ensaios de microdureza foram realizados no laboratório de materiais da UTFPR, para isso foi disponibilizado um microdurômetro HMV (Micro Hardness Tester) da marca SHIMADZU. Parâmetros do ensaio ver Tabela 3.4.

Tabela 3.4: Ensaio de Microdureza

Microdureza		
Escala	Força (kgf)	Tempo (s)
Vickers (HV)	0,3	10

Visando conferir confiabilidade no ensaio da primeira amostra que apresenta apenas o metal de base (temperado e revenido), optou-se por realizar 8 medições, conforme Figura 3.5

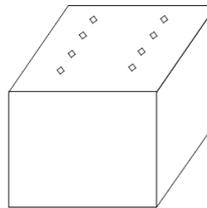


Figura 3.5: Posição de ensaio de microdureza, primeira amostra, metal de base em estado de fornecimento

Prosseguiu-se com os ensaios com as amostras da junta soldada. Para isso foi realizado um perfil de dureza, pois existem três regiões de interesse nessas amostras: (i) a região do metal de base, (ii) a zona termicamente afetada, e (iii) a zona fundida.

Para realização deste ensaio foi identificado em primeiro lugar a linha de fusão, situada entre o metal de adição e o metal base, e sobre esta linha foi realizada a primeira impressão de microdureza ($LF = 0$). Feito isso, utilizou-se micrômetros que foram fixados à bandeja do microdurômetro para deslocar a amostra perpendicularmente à linha de fusão em sentido à zona fundida (sentido negativo, Figura 3.6), onde foi realizadas quatro medições a cada 500 micrometros. Por fim, retornou-se à primeira impressão seguindo a mesma linha perpendicular à linha de fusão, porém em sentido contrário (sentido positivo, Figura 3.6), na qual foram realizadas dez medições a cada 200 micrômetros, conforme Figura 3.6.

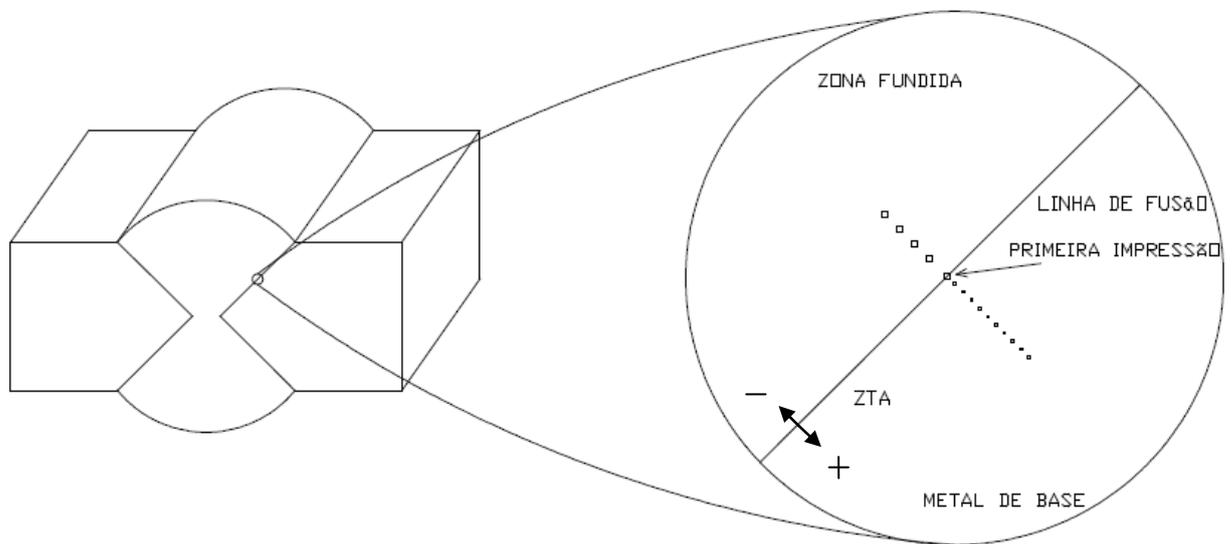


Figura 3.6: Modelo esquemático do perfil de dureza.

3.2.3.3 Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV)

Utilizou-se o MEV em conjunto com EDX (*Energy Dispersive X-ray Spectrometer*), para análise da microestrutura e a composição química de algumas amostras.

Em uma primeira análise realizou-se uma varredura para comprovar a composição química, tanto do metal de base quando do metal de adição. Analisou-se também a composição da ZTA, para identificar eventuais defeitos como microtrincas e precipitações indesejadas de carboneto de cromo nesta região.

Já em uma segunda análise, realizada após a fratura dos corpos de prova no ensaio de dobramento, comentado adiante, visualizou-se o tipo de fratura ocorrida, onde foi exatamente que ocorreu a fratura, se foi no metal de base ou no metal de adição, além da obtenção de informações sobre precipitados dentro dos "*dimples*", com isso obteve-se subsídios para iniciar a pesquisa sobre qual foi a causa dos corpos de prova fraturarem durante o ensaio de dobramento.

3.2.4 Ensaio de Dobramento

Para a realização do ensaio de dobramento foi utilizada uma prensa hidráulica vertical de 15 toneladas com acionamento manual, da BOVENAU. Este teste de dobramento seguiu as exigências conforme a norma ASME IX - *Welding and Brazing Qualifications*, tendo em vista a qualificação de um procedimento de soldagem exige seu cumprimento.



Figura 3.7: Prensa hidráulica vertical de 15 toneladas

Os corpos de prova foram confeccionados conforme Tabela 3.5, seguindo a norma ASME IX, que pode ser visualizada no ANEXO C.

Tabela 3.5: Espessura do corpo de prova, no sistema internacional, segundo norma ASME, secção IX

QW-466.1 Dimensões para o teste de dobramento (Unidades no SI)					
Material	Espessura do corpo de prova (mm)	A, mm	B, mm	C,mm	D, mm
Todos os material com o coeficiente de alongamento igual ou superior a 20%	10mm	38.1	19.0	60.4	30.2
	t = 10 ou menos	4t	2t	6t + 3.2	3t+1.6

Com os corpos de provas prontos, foram realizados os tratamentos térmicos de revenido conforme mostrado na tabela Tabela 3.6.

Com os corpos de prova tratados, realizou-se os ensaios de dobramento, segundo a norma ASME IX, concluindo a parte mais relevante deste trabalho, por meio do qual, pretendia-se comprovar o aumento da ductilidade da junta soldada do AIMM CA-6NM, além da redução da dureza.

Tabela 3.6: Tratamento térmico realizado nos corpos de prova

Tratamento Térmico	
1°	Revenimento simples 620 °C - 1 hora
2°	Revenimento simples 650 °C - 1 hora
3°	Revenimento duplo 650/650 °C - 1 hora

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os tratamentos térmicos serão discutidos especificando cada tratamento e os resultados obtidos (dureza). Em seguida utilizando uma tabela, comparou-se a dureza da ZTA de todos.

4.1 Metal de base CA-6NM

A microestrutura do aço CA-6NM reproduzida na Figura 4.1, mostra o seu estado de fornecimento, ou seja, uma matriz martensítica revenida com pequenas ilhas de ferrita delta.

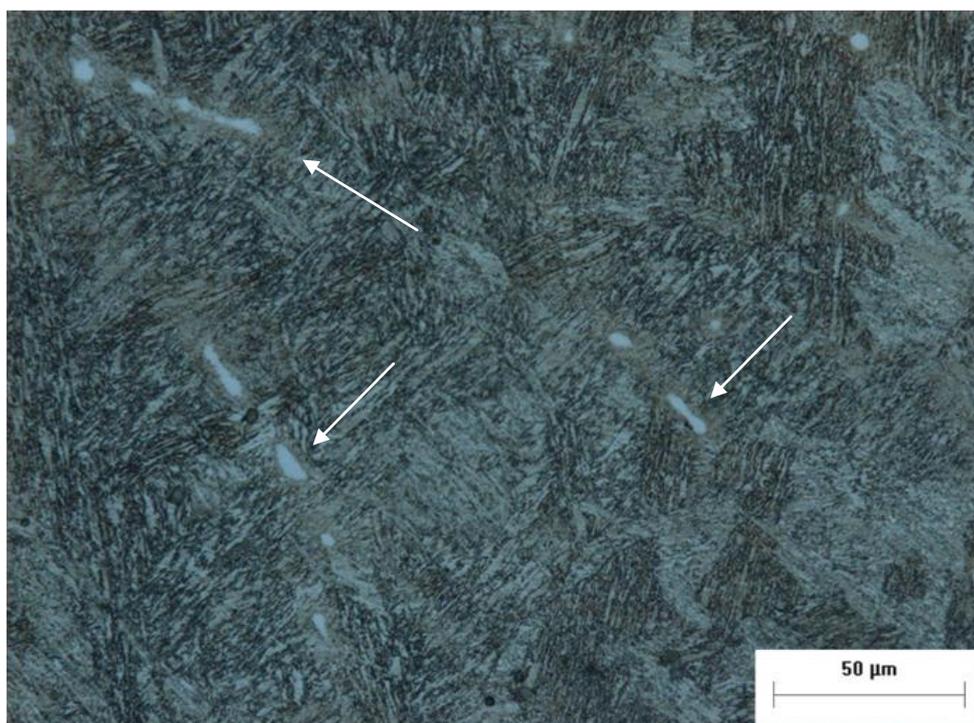


Figura 4.1: Microestrutura do CA-6NM, temperado e revenido, mostrando martensita revenida com ilhas de ferrita delta(flechas)

Observou-se que a microdureza média é de 325HV, levemente superior à de 300HV fornecida pelo fabricante. Contudo, é importante destacar que tal diferença não é significativa, tendo em vista que há uma pequena diferença no ensaio de dureza Rockwell B - fornecedor e Vickers - realizado.

Em um teste de dobramento realizado apenas com o metal de base constatou-se que com a dureza de 325HV, o CA-6NM é aprovado no ensaio, sendo assim, os tratamentos

foram realizados com o objetivo de tornar a dureza da ZTA o mais próxima possível do metal de base, visando a aprovação da junta soldada no mesmo ensaio. Salienta-se que o enfoque principal foi na ZTA.

4.2 Tratamentos Térmicos

4.2.1 Junta Soldada sem Tratamento Térmico

Na Figura 4.2, referente ao perfil de dureza da junta soldada sem tratamento térmico, observou-se que a região crítica é a ZTA, devido à sua re-têmpera durante o processo de soldagem. Pode-se observar também que a 200 μm da linha fusão a microdureza da ZTA encontra-se elevada, com 513HV. Isto se deve à temperatura de fundição durante o processo de soldagem, resultando em um crescimento de grão. Este aumento na dureza devido o crescimento de grão é uma característica dos AIMM.

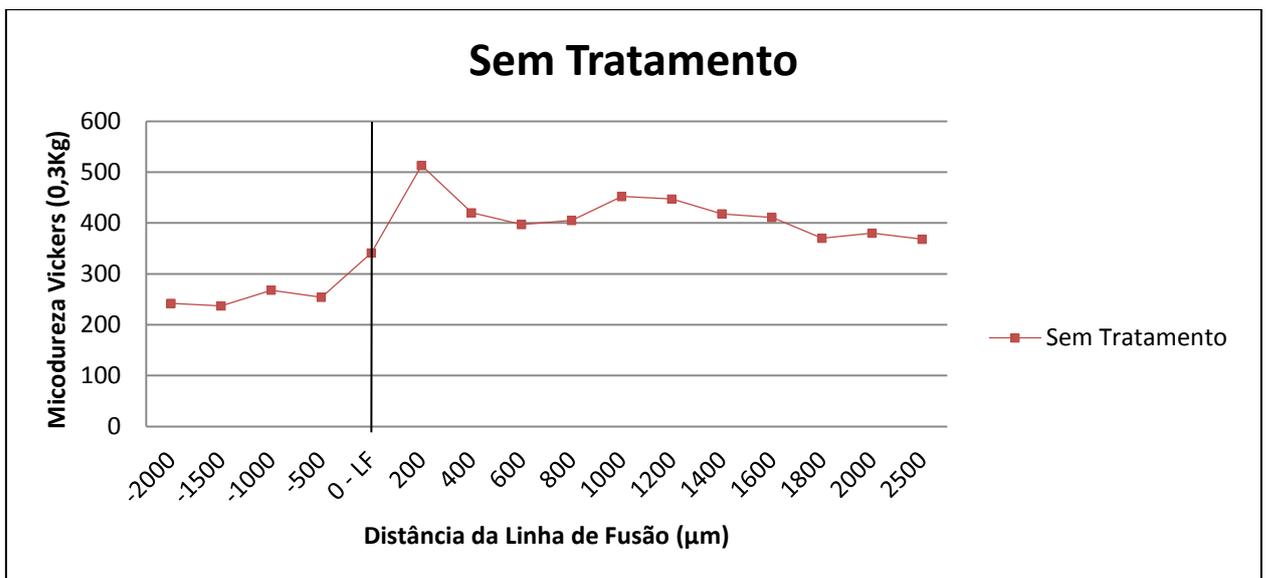


Figura 4.2: Perfil de dureza Vickers, da junta soldada sem tratamento térmico.

4.2.2 Junta Soldada com Tratamento Térmico do Fornecedor

O tratamento térmico realizado pelo fornecedor mostrou-se satisfatório, revenindo a martensita da ZTA e diminuindo a dureza da amostra. Conforme apresentado na Figura 4.3, observou-se que a dureza da junta soldada após o tratamento

térmico é de 356HV, ou seja, levemente superior à do metal de base porém muito inferior a da junta soldada sem tratamento térmico (513HV).

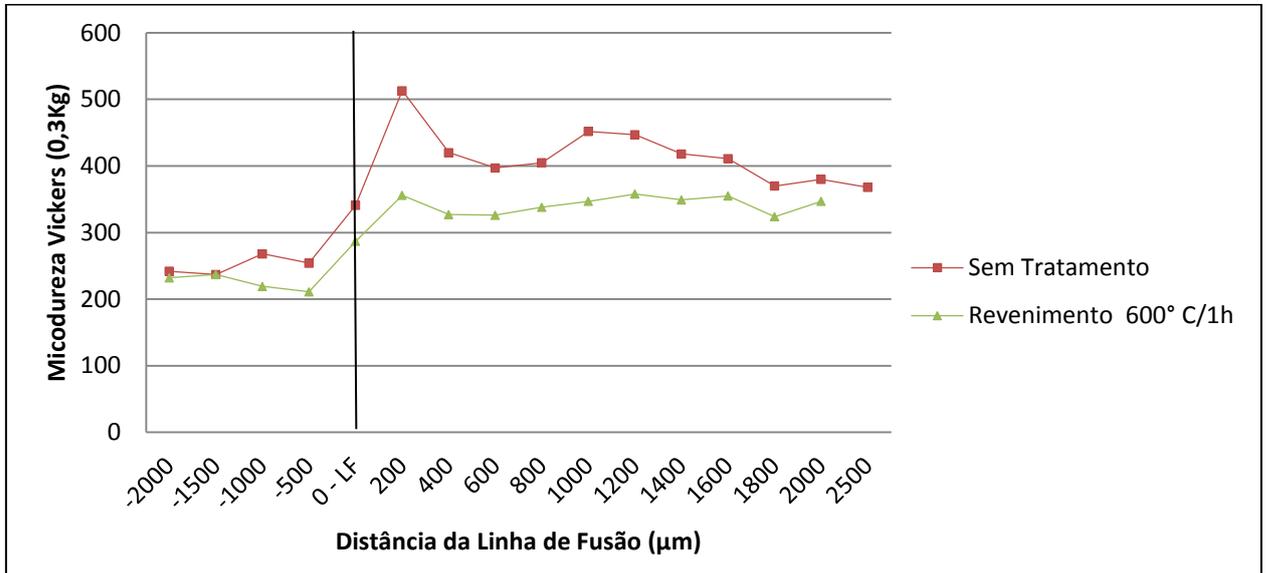


Figura 4.3: Perfil de dureza Vickers, da junta soldada com tratamento térmico de revenimento de 600°C / 1h

4.2.3 Junta Soldada com Tratamentos Térmicos Realizados neste Trabalho

Os tratamentos térmicos foram realizados no laboratório da UTFPR, sendo que, na Figura 4.4, verifica-se os perfis de dureza dos 5 revenimentos que foram objeto de estudo deste trabalho.

Antes de analisar individualmente cada tratamento, cumpre destacar que de um modo geral todos os revenimentos atingiram resultados; similares e satisfatórios, conforme explicitado na Figura 4.3.

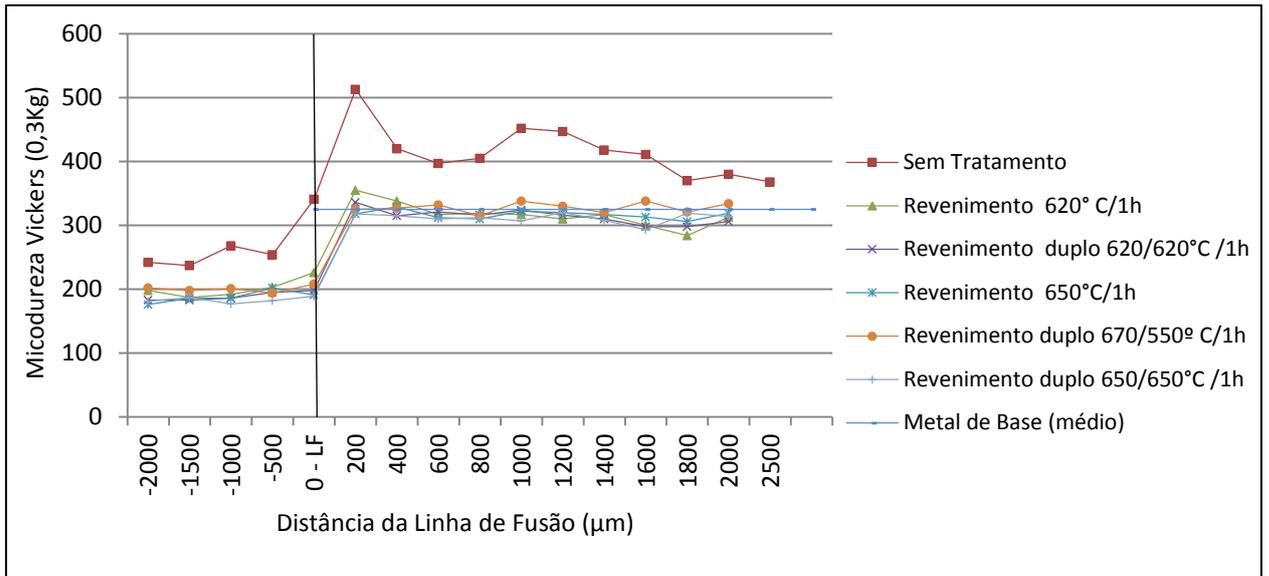


Figura 4.4: Perfil de dureza, tratamentos térmicos (1) Revenimento a 620°C/1h (2) Revenimento duplo 620/620°C /1h (3) Revenimento a 650°C /1h (4) Revenimento duplo 670/550°C / 1h (5) Revenimento duplo 650/650°C /1h

No revenido simples a 620 °C, segundo *Folkard* (1988), o AIMM CA-6NM apresentaria um melhora substancial em suas propriedades mecânicas quando submetido ao referido revenimento (Figura 2.4).

Ainda, de acordo com o estudo apresentado na Figura 2.5, presente no *ASM Handbook*, (2009), o revenimento simples a 620°C seria o mais indicado para diminuir a dureza e aumentar a ductilidade do material.

Contudo, após a comparação do perfil de dureza dessa amostra com a revenida 600°C (do fornecedor), observou-se que não houve uma diferença significativa na dureza como mostrado na Figura 4.5.

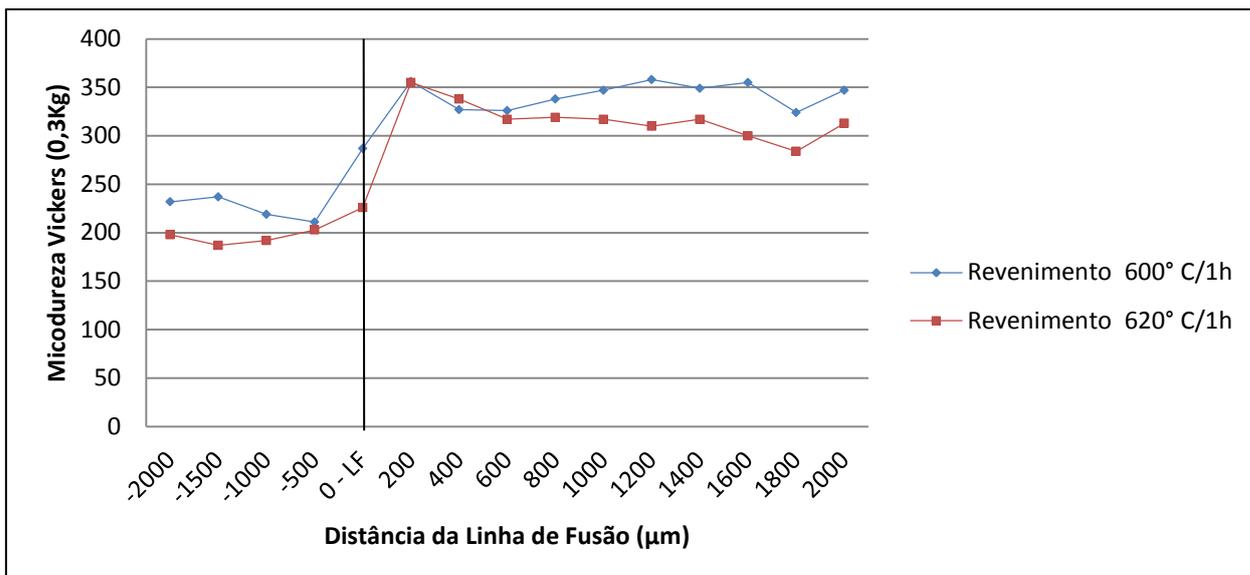


Figura 4.5: Perfil de dureza Vickers, (1) Revenimento a 600°C /1h e (2) Revenimento a 620°C /1h

Conforme apresentado realizou-se um duplo revenimento a 620°C, buscando diminuir ainda mais a dureza, mais especificamente na ZTA à 200µm da linha de fusão, região crítica da ZTA.

Na Figura 4.6, comparou-se os perfis de dureza das amostras com um e dois ciclos de revenido a 620°C, junto ao perfil da amostra sem tratamento térmico, e observou-se que os dois tratamentos foram eficazes na redução da dureza na ZTA, porém nenhuma melhora significativa foi encontrada no revenido duplo.

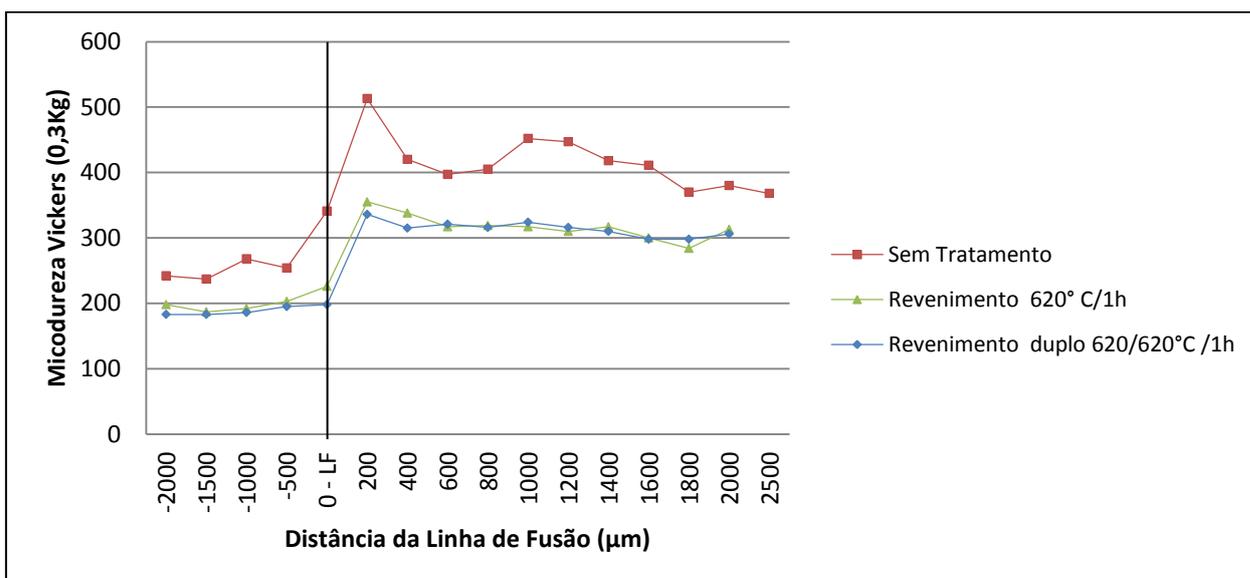


Figura 4.6: Perfil de dureza Vickers, (1) Sem Tratamento térmico pós soldagem, (2) Revenimento a 620°C /1h e (3) Revenimento duplo a 620°C /1h

Gracioso (2003) em seu trabalho, comenta sobre um duplo revenimento 670/550°C, em que obteve bons resultados com relação a diminuição da dureza máxima do CA-6NM, objetivando diminuir a dureza realizou-se o revenido a estas temperaturas, porém o tratamento não se mostrou superior aos demais, atingindo uma dureza de 332HV na ZTA.

Por último, realizou-se dois revenidos, um simples e um duplo a 650°C, os quais esperava-se encontrar resultados melhores com relação a diminuição da dureza da região crítica, porem obteve-se resultados semelhantes a microdureza dos outros tratamentos, 329HV e 318HV respectivamente, Figura 4.7.

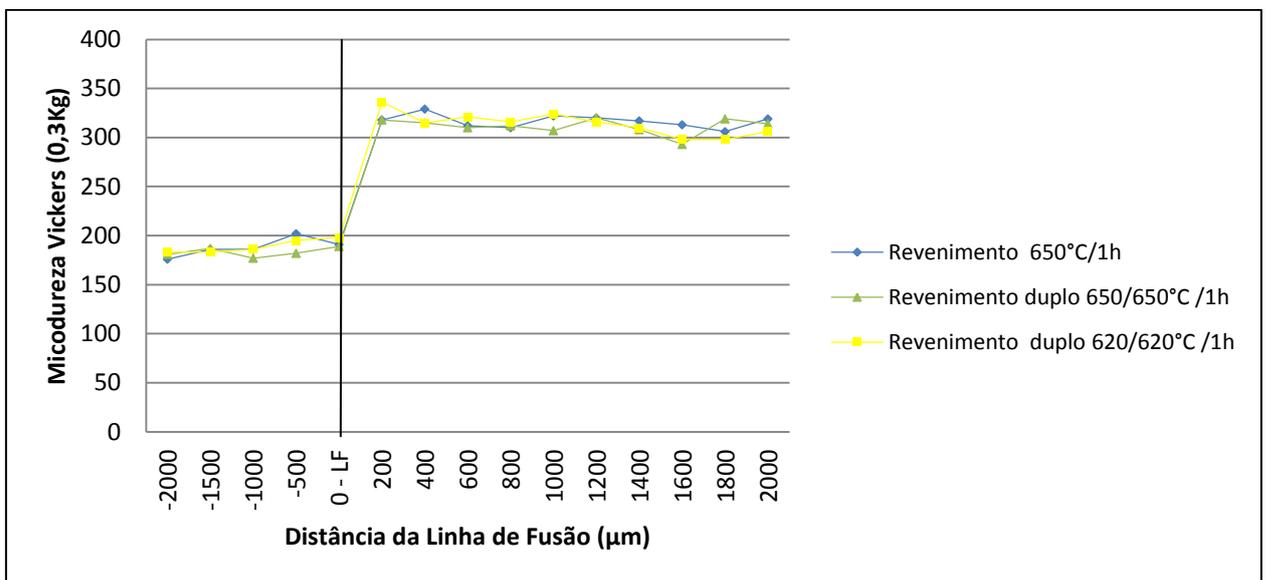


Figura 4.7: Perfil de dureza Vickers, (1) Revenimento simples a 620°C /1h e (2) Revenimento simples a 650°C /1h (3) Revenimento duplo a 650°C /1h

Na Tabela 4.1, Dureza máxima na ZTA de cada amostra.

Tabela 4.1: Dureza máxima medida na ZTA de cada amostra.

Microdureza da ZTA		
	Amostras	Dureza Vickers (máx)
1	Metal de Base (temperado e revenido)	325
2	revenimento 600°C - 1hora	356
3	Junta sem tratamento	513
4	revenimento 620°C - 1hora	355
5	duplo revenimento 620°C - 1hora	336
6	duplo revenimento 670/550°C - 1hora	332
7	revenimento 650°C - 1hora	329
8	duplo revenimento 650°C - 1hora	318

Na Tabela 4.1 são apresentadas as durezas máximas na ZTA para cada amostra, a junta soldada sem tratamento térmico, 513 HV, enquanto, a amostra tratada com o duplo revenido a 650°C apresentou a menor dureza, 318HV.

Nos tratamentos térmicos realizados obteve-se resultados similares, com um desvio padrão de 38HV, o que implica em uma diferença de aproximadamente 7% em relação a maior dureza encontrada.

Nas amostras 5, 6, 7 e 8, o objetivo de realizar um revenido para reduzir a dureza máxima da ZTA é atingido, chegando-se o mais próximo da dureza do metal de base. Para a amostra 8, o revenido devolveu à junta soldada a mesma dureza do metal de base no estado de fornecimento.

4.3 Ensaio de Dobramento

Com os corpos de prova devidamente tratados foram realizados os ensaios de dobramento, porém todas as três juntas soldadas foram reprovadas. Mesmo com a redução da dureza e o conseqüente aumento da ductilidade todas as peças falharam, antes mesmo do início da deformação do metal base. Estas falhas se deram de forma semelhante, com o início e propagação total da trinca próximo a interface metal base e metal de solda, conforme apresentado na Figura 4.8.

Esta fratura se propagou paralela a linha de fusão, chamou a atenção e conduziu a um estudo mais aprofundado desta região, recorrendo-se ao MEV e à microscopia ótica.



Figura 4.8 Fratura dos corpos de prova no ensaio de dobramento

4.4 Análise Microestrutural

Com a análise das fraturas no MEV observou-se a ocorrência de uma fratura dúctil, apresentada na Figura 4.9, e com a análise do EDX foi possível identificar a composição química da face fraturada, Tabela 4.2. Devido a isso realizou-se nova análise metalográfica das amostras, com ênfase na região fundida, e foi possível observar a ocorrência de contornos de grão tipo II, Figura 4.13, como proposto por (NELSON & Lippold, 2000).

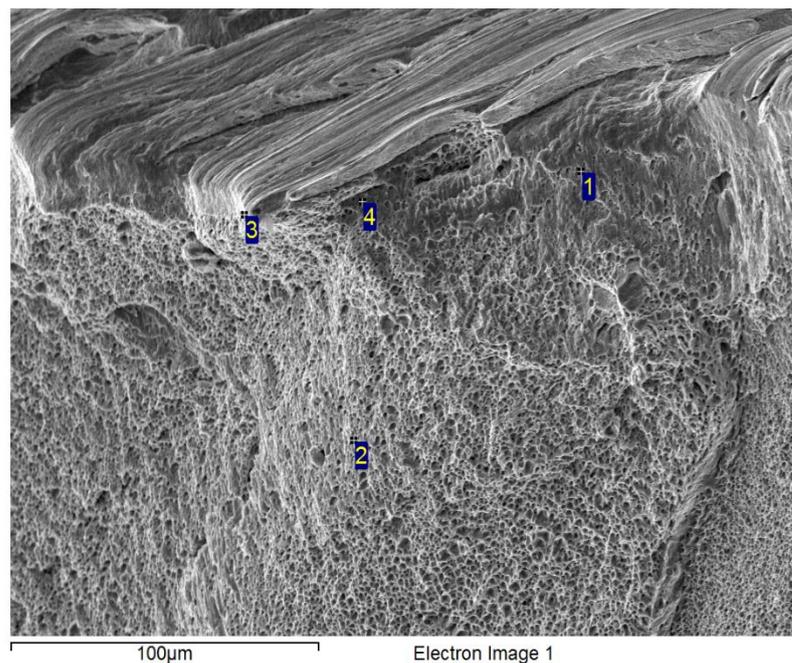


Figura 4.9: Imagens MEV, fratura dúctil metal de adição austenítico, corpo de prova duplo revenido 650°C

Na imagem obtida através do MEV foi possível a visualização de microcavidades (*alvéolos*), caracterizando uma fratura dúctil, e com a utilização do EDX foi possível constatar que a fratura ocorre no metal de solda, devido à quantidade de Cr e Ni encontrada na análise química, que são características dos aços inoxidáveis austeníticos.

Tabela 4.2: Tabela EDX, Composição química dos pontos da fratura dúctil, corpo de prova duplo revenido 650°C

	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Total
1	1.06	17.63	1.15	71.79	8.37	100.00
2	0.78	22.58	1.28	63.93	11.43	100.00
3	1.34	17.95	1.33	73.81	5.56	100.00
4	0.79	21.79	1.66	64.75	11.02	100.00

Na Figura 4.10 observa-se microcavidades no aço inoxidável austenítico, e também inclusões, estas características interferem diretamente na resistência mecânica da junta soldada. No centro das microcavidades podem ser observados inclusões de óxidos, que atuam como nucleadores de micro cavidades por decoesão da interface, estas inclusões são decorrentes do processo de soldagem por arame tubular (PEREIRA, 2000).

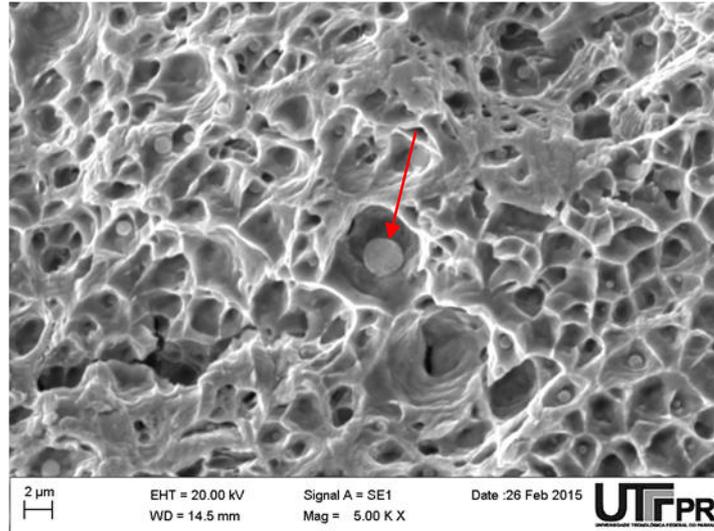
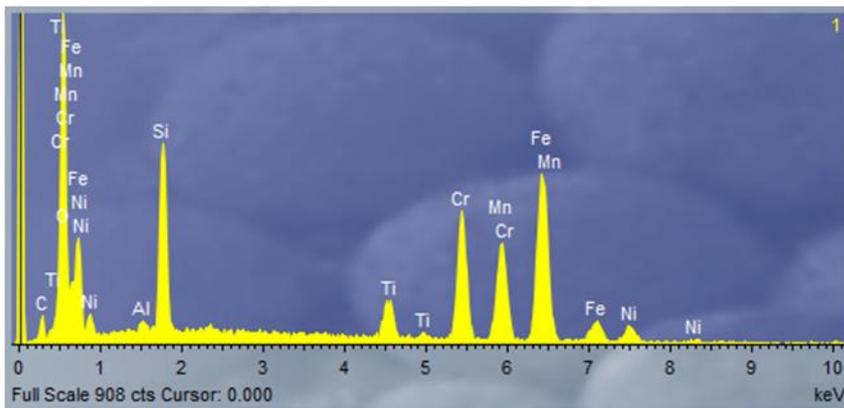


Figura 4.10: Imagens MEV, corpo de prova duplo revenido 650°C. Mostrando fratura dúctil com microcavidades (dimple) e precipitados.

Utilizando a análise por energia dispersiva de raio-x (EDX), a Figura 4.11, constatou-se que as inclusões são basicamente óxidos de Titânio, Silício e Alumínio, que segundo Pereira (2000) a origem deles, se deve provavelmente ao fluxo existente no interior do arame tubular.



	%
O	41.61
Al	0.57
Si	11.9
Ti	7.61
Cr	11.12
Fe	9.47
Ni	1.4

Figura 4.11: Análise de EDX, espectro no interior das microcavidades, corpo de prova duplo revenido 650°C, tabela de composição química.

Os fatos indicam que a fratura ocorreu na zona fundida, em uma região próxima a linha de fusão. Como o metal de solda é austenítico e tem boa ductilidade, o ensaio de dobramento não deveria ocorrer na zona fundida, em função deste ocorrido foi investigado a fratura nesta região.

Ao analisar a Figura 4.12, amostra revenida a 600°C, esperava-se encontrar apenas grãos orientados perpendicularmente a linha de fusão, caracterizando o crescimento epitaxial, porém foram encontrados regiões onde ocorreram "contornos de grão tipo II", que contrário ao crescimento epitaxial, os grãos crescem paralelos a linha de fusão.

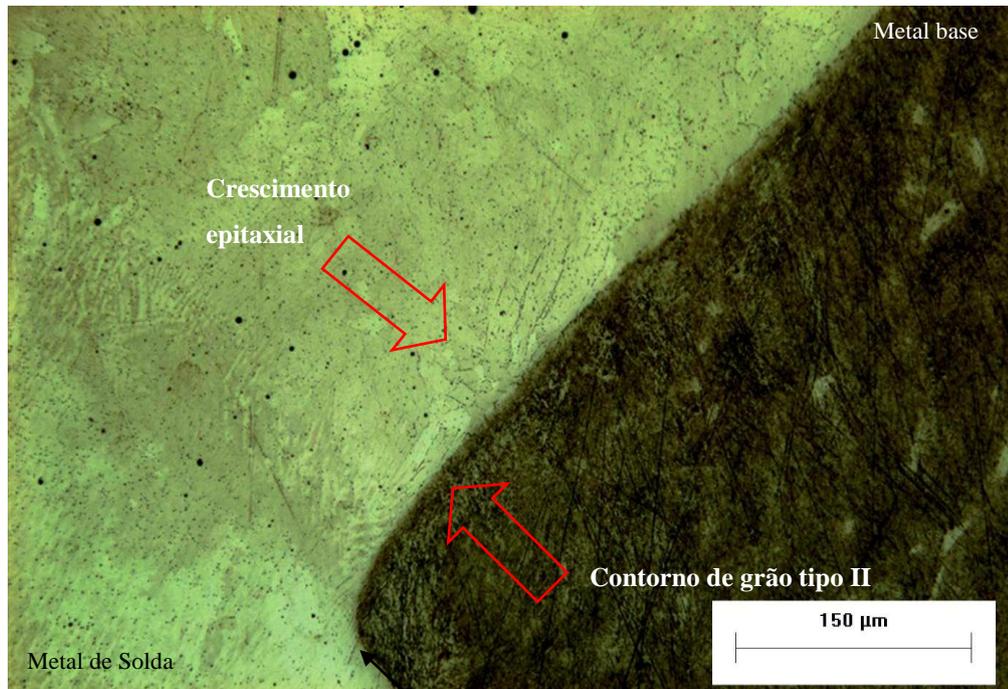


Figura 4.12: Imagem Microscopia Ótica, contorno de grão tipo II, amostra revenido 600°C, linha de fusão (fecha preta)

Foram encontrados contornos de grão tipo II, na amostra sem tratamento térmico Figura 4.13, demonstrando que este defeito metalúrgico, ocorreu durante o processo de solidificação da solda, e não se deve ao tratamento térmico realizado.

Na Figura 4.14 observa-se através de microscopia ótica contornos de grão tipo II, próximo a uma região com crescimento epitaxial.

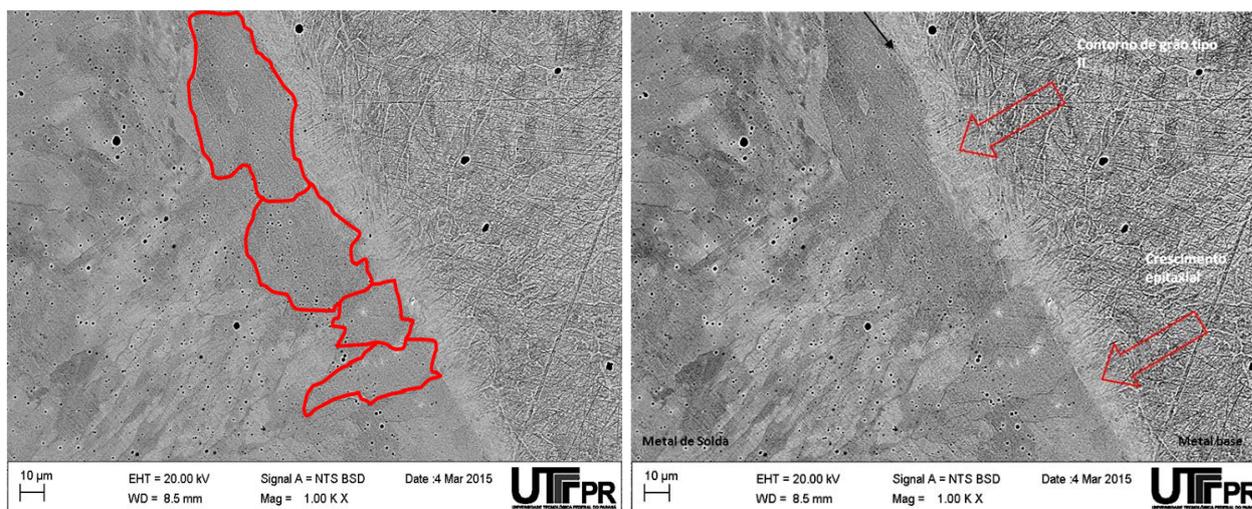


Figura 4.13: Imagem MEV, contorno de grão tipo II e crescimento epitaxial, linha de fusão (flecha preta), amostra sem tratamento térmico.

Conforme observou-se nos corpos de provas fraturados, as trinca se propagam na zona fundida próxima a linha de fusão, isso ocorre devido à maior suscetibilidade dos contornos de grão tipo II em propagar trincas intergranulares, quando submetidos a esforços transversais a orientação do grão.

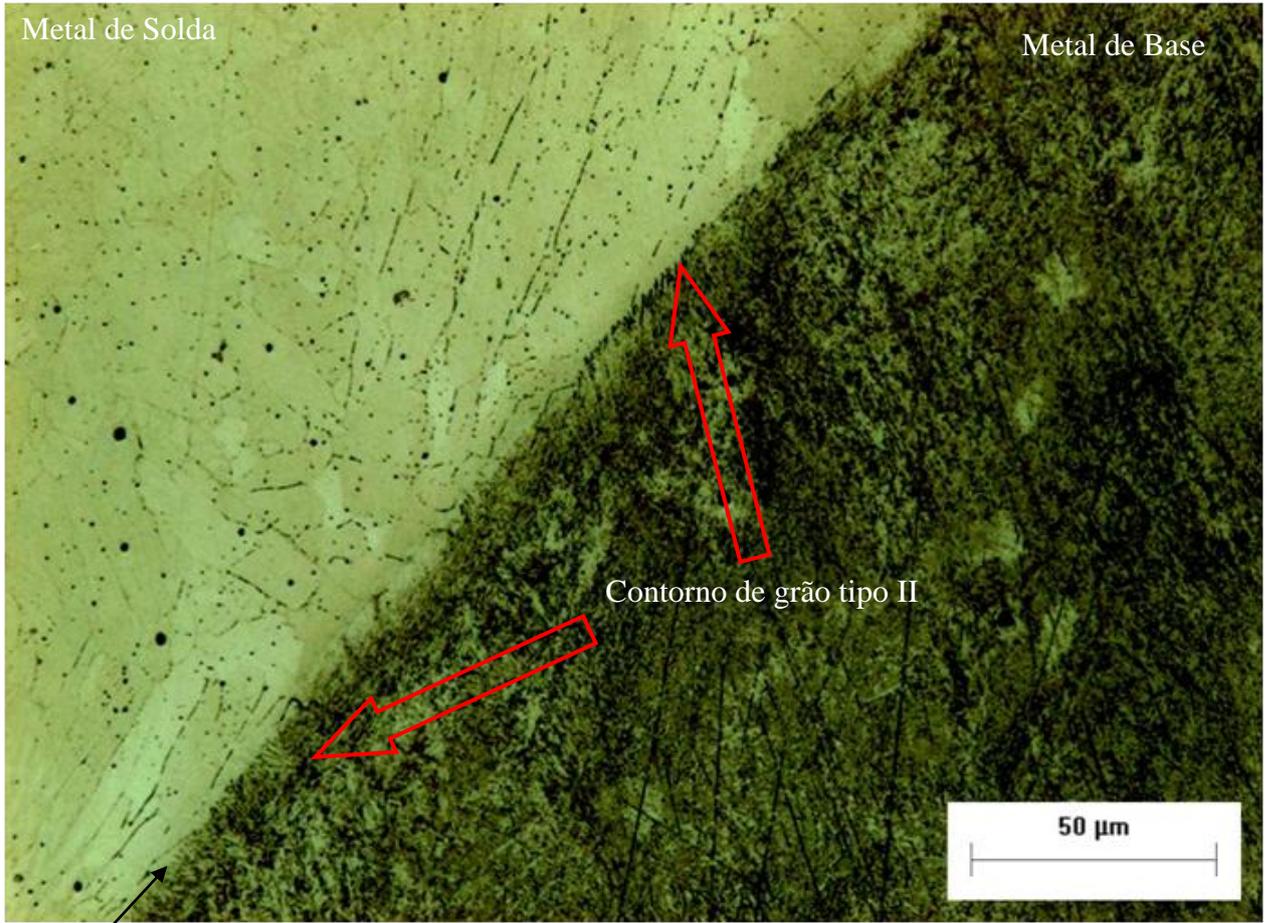


Figura 4.14: Imagem microscópio ótico, contorno de grão tipo II, amostra revenido 600°C, linha de fusão (fecha preta)

5 CONCLUSÃO

Com os resultados obtidos nas etapas experimentais e junto a análise da literatura específica, pode-se concluir:

5.1 Sobre os tratamentos térmicos:

- Todos os tratamentos térmicos de revenimento foram efetivos na diminuição da dureza e no consequente aumento da ductilidade da ZTA.
- A dureza da ZTA reduziu de 513HV para uma dureza média de 330HV.
- Destaca-se o tratamento térmico simples revenido a 600°C, o qual seria o mais indicado, devido a menor temperatura.

5.2 Sobre os ensaios de dobramento:

- Todos os corpos de prova submetidos ao ensaio de dobramento romperam.
- Observou-se que os corpos de prova romperam antes mesmo de iniciar o dobramento do metal de base, devido a fragilização da junta soldada, decorrente dos esforços transversais nos contornos de grão tipo II

5.3 Sobre a metalografia:

- Na microscopia eletrônica observou-se a formação de *alvéolos*, indicando que ocorreu uma fratura dúctil nos corpos de prova.
- Com a utilização do EDX determinou-se que a composição química do local do rompimento se deu no metal de solda (austenítico), muito próxima a interface com o metal de base.
- Na microscopia eletrônica da junta soldada notou-se a presença de contornos de grão tipo II, e não apenas crescimento epitaxial.
- A presença de contornos de grão tipo II, nesta junta dissimilar, atuou como fator de fragilização favorecendo a ocorrência de trincas intergranulares.

6 BIBLIOGRAFIA

- ABINOX - Associação Brasileira do Aço Inoxidável. (2014). Acesso em 14 de outubro de 2014, disponível em http://www.nucleoinox.org.br/upfiles/arquivos/downloads/A%E7o%20Inoxid%E1vel_No%E7%F5es%20b%E1sicas.pdf
- ANEEL. (21 de 12 de 2014). Fonte: <http://www.aneel.gov.br/aplicacoes/capacidadebrasil/OperacaoCapacidadeBrasil.cfm>
- ASM Handbook, Vol. 4, 10 ed. (2009). USA: ASM.
- ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section IX, article Q -466.1, teste Jig dimension . (2009). São Paulo: D'GONÇALVES.
- B. qin, Z. W. (25 de agosto de 2007). Effect of tempering temperature on properties of 00Cr16Ni5Mo stainless steel. *Materials Characterization*, pp. 1096-1100.
- BAGGSTROM, G. (Dec. de 1964). *Water Power. New Steel For Turbine Runners*.
- CALLISTER, W. D. (1999). *Materials Science and Engineering An Introduction*. John Wiley e Sons, Inc., 5ªed.
- CANALE, L. (s.d.). *Revenido*. Sao Paulo, Sao Paulo.
- CHIAVERINI, V. (2002). *Aços e Ferros Fundidos, 7ª ed.* São Paulo: ABM.
- CRAWFORD, J. D. (nov de 1974). CA-6NM an Update. . *29th Annual Steel Founder`s Society of America Technical and Operating Conference*, pp. 1-13.
- CRAWFORD, J. e. (1982). *High-Strength Cast Staniless Steels with Enhanced Corrosion Resistance*. ASTM STP 756. V. G Behal and A. S. Melilli.
- ESTEBAN, J. M. (1981). *Materiales Industriales*. Barcelona: CEDEL.
- FOLKARD, E. (1988). *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. New York.
- GOUVEA, R. R., Pukasiewicz, A. G., Capra, A. R., Henke, S. L., & Okimoto, P. C. (june de 2013). *Soldagem & Inspeção*. Fonte: http://www.scielo.br:/sciELO.php?pid=S0104-9www.scielo.br2242013000200006&script=sci_arttext
- GRACIOSO, J. F. (2003). Efeito das Condições de Têmpera na Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Inoxidável Martensítico Fundido CA6NM. *Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica*. Florianópolis.
- HIGGINS, A. R. (1982). *Propriedades e Estruturas Dos Materiais em Engenharia*. São Paulo: DIFEL.

- KEJELIN, N. Z. (fevereiro de 2006). INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE ZONAS PARCIALMENTE DILUÍDAS EM SOLDA DE METAIS DISSIMILARES. *Dissertação de Mestrado*. Florianópolis, SC, BR.
- KOU, S. (2003). *Welding Metallurgy*. New Jersey: John Wiley e Sons, 2ed.
- LUNDIN, C. D. (1982). Dissimilar Metal Welds - Transition Joints Literatura Review. *Welding Journal*.
- MAFTOUM, R. A. (2009). *Análise da Influência dos Parâmetros de Soldagem TIG na Tensão Residual em Aço Inoxidável Martensítico CA6NM*. Curitiba.
- METALS Handbook, V. 1. (1984). *Properties and Selection of Metals*. USA: ASM.
- MSPC. (Setembro de 2009). *Ferros & Aços I-40: Tratamentos Térmicos*. Acesso em 13 de Novembro de 2014, disponível em MSPC: <http://www.mspc.eng.br/ciemat/aco140.shtml>
- NALBONE, C. S. (1982). *Effects of Carbon Content and Tempering Treatment on the Mechanical Properties and Sulfide Stress Corrosion Cracking Resistance of AOD-Refined CA6NM*. ASTM STP 756. V. G. Behal and A. S. Melilli.
- NELSON, W. T., & Lippold, J. C. (1999). Nature and Evolution of the fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Weld - Part 1: Nucleation and Growth. *American Welding Society*.
- NELSON, W., & Lippold, J. (2000). Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds - Part 2: On Cooling Transformation. *American Welding Society*.
- OLIVEIRA, R. j. (s.d.). *Cavitação: como entender este fenômeno*. Fonte: ebah: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAABiVgAF/cavitacao>
- PEREIRA, S. A. (2000). Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem em Aço Inoxidável Martensítico com Metal de Adição Similar sem TTP. *Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica*. Florianópolis.
- RAYMOND, H. A. (1982). *Propriedades e Estruturas dos Materiais em Engenharia*. São Paulo: DIFEL.
- RIBAS, F. (09 de 03 de 2015). *Labsolda*. Fonte: Labsolda, UFSCA: <http://www.labsolda.ufsc.br/reconhecimento/finep.php>
- SILVA, A. L. (1988). *P. R. Aços e ligas especiais, 2ªed*. São Paulo: ELETROMETAL.
- SMITH, W. F. (1998). *Princípios de Ciência e Engenharia dos Materiais, 3ªed*. Portugal: McGraw-Hill Inc.

SPECTRU, I. C. (s.d.). *Tratamento Térmico dos aços: Recozimento, Normalização, Têmpera e Revenido*. Acesso em 06 de novembro de 2014, disponível em Spectru: <http://www.spectru.com.br/>

Steel Casting Handbook - Supplement 8 High Alloy Data Sheets Corrosion Series. (2004).

STRAUBE, H. (1988). *Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels, Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design*. Cambridge, UK.

WELDING Handbook. Vol. 4, 8ed. (1998). USA: AWS.

YEBISUYA. (1981). *Patente N° 4,406,698*. Japan.

7 ANEXO A - Especificação de Solda do Fornecedor

1 – JUNTA/JOINT (QW - 402)		2 – CROQUI/SKETCH	
Tipo de Junta/Joint Design:	Groove / Chanfro		
Tipo de Chanfro/Type Groove:	"X"		
Cobre Junta/Backing:	Goivagem Raiz		
Mat. Cobre Junta/ Backing material:	Metal de Solda		
Outros / Others:			
3 – METAIS DE BASE/BASE METALS (QW - 403)			
	MATERIAL (A)		MATERIAL (B)
Especificação (Tipo e Grau) / Specification (type and Grade):	ASTM A743 – CA6NM	Com/With	ASTM A743 – CA6NM
P-Number:	NAO LISTADO	Com/With	NAO LISTADO
Outros/Others:		Com/With	
	SOLDA EM CHANFRO / GROOVE WELD		
Espessura do corpo de prova /Thickness of Test Coupon:	25,4 mm		
Diâmetro do corpo de prova/ Dia. of Test Coupon :	CHAPA		
Outros/Others:			
4 – METAIS DE ADIÇÃO / FILLER METAL (QW - 404)			
	CONSUMÍVEL (FCAW)/FILLER		
Especificação/Specification(ASME):	SFA 5.22		
Classificação/Classification (AWS):	E 309LT1 – 4/1		
F-Number:	6		
A-number:	8		
Diâmetro/Size of filler metals:	1,2 mm		
Espessura do Metal de solda/Weld Metal Thickness:	25,4 mm		
Consumível/Consumable insert	Qualquer /Any		
Outros/Others:			
5 – POSIÇÕES / POSITIONS (QW - 405)		6 – CARACTERÍSTICAS ELETRICAS/ELECTRICAL CHARACTERISTICS (QW - 409)	
Solda em Chanfro/Position of groove:	1 G - PLANA	Corrente-Polaridade /Current -Polarity:	CC +
Progressão/Welding Progression:	N/A	Faixa de corrente/Amps:	190 a 240 A
Solda de Filete/Position(s) of Fillet :	N/A	Faixa de tensão/Volts:	30 a 37 V

7 – GÁS/GAS (QW - 408)							
		GAS/GAS	PERCENT COMPOSITION		VAZAO/FLOW RATE		
Gás de Proteção/Shielding:		CO ₂	100 %		18 l/min		
Gás de Purga/Trailing:		N/A	N/A		N/A		
8 - PRÉ-AQUECIMENTO/PREHEAT (QW - 406)				9 – TRATAMENTO TERMICO APOS SOLDAGEM/POSTWELD HEAT TREATMENT (QW-407)			
Temperatura Mínima/Preheat temp. Min:		130 °C	Temperatura/Temperature		N/A		
Temperatura Interpasses/Interpass Temp Max:		230 °C	Tempo de permanência/Time:		N/A		
10 – TECNICA/TECHNIQUE (QW - 410)							
Limpeza Inicial/ Initial Cleaning: Scratch Brush / ESCOVA DE AÇO							
Entre Passes/Interpass: Scratch Brush/ ESCOVA DE AÇO							
Reto ou trançado/String or Wave: Reto/oscilante / String/Wave							
Oscilação/Oscillation: N/A				Múltiplo ou simples por lado/Multiple or single pass per side: Múltiplo/Multiple			
Elet simples múltiplo/Multiple or single electrode: Múltiplo/Multiple				Martelamento/Peening: N/A			
Modo de transferência/ Transfer modo (GMAW/FCAW): GOTICULAR (SPRAY)							
Cordão/Weld Layer(s)	Processo/ Process	Metal de Adição/ Filler Metal		Corrente/Current		Tensão/ Volt Range (V)	Veloc/Travel Speed Range. (cm/min)
		Classif.	Diâmetro /Dia. (mm)	Tipo/ Type	Amp Range (A)		
1	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	190	30	N/A
2	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	190	30	N/A
3	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	240	37	N/A
4	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	240	37	N/A
5	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	220	36	N/A
6	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	230	37	N/A
7	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	220	36	N/A
8	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	220	36	N/A
9 a 11	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	200	34	N/A
12 a 14	FCAW	E 309LT1 - 4	1,20	CC +	200	34	N/A

8 ANEXO B - Composição Química CA-6NM

LABORATÓRIO QUÍMICO DE ANÁLISES E ENSAIOS DE MATERIAIS
 MATERIAL: ASTM A 743 10 CA-6NM
 ESPECIFICAÇÕES TÉCNICAS: ASTM A 743 10
 CORRIDA: 38915/14

ANÁLISE QUÍMICA
 CHEMICAL ANALYSIS / ANÁLISIS QUÍMICO

Elemento/Elemento Elemento/Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
	0,43 max 0,260	1,00 max 1,70	0,57 max 1,20	0,029 max 0,040	0,02 max 0,030	12,7 11,5 - 14,0	4,29 3,50 - 4,50	0,80 0,40 - 1,00

ENSAIOS MECÂNICOS
 MECHANICAL TESTS / ENSAYOS MECÂNICOS

TRAÇÃO TENSILE TEST / ENSAYO DE TRACCIÓN					DUREZA HARDNESS / DUREZA	ENSAIO DE IMPACTO IMPACT TESTS / ENSAYO DE IMPACTO				
dm C.P. S	L.R. T.S.	L.E. (0,2%) Y.S. (0,2%)	A E	E RA	BRINELL OU ROCKWELL	TIPOS DOS CPs SPECIMEN TYPES / TIPOS DE CUERPO DE PRUEBAS TEMPERATURA TESTE: GR C TEST TEMPERATURE / TEMPERATURA DEL ENSAYO				
(mm)	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(HRI ou HRC)	1 (J)	2 (J)	3 (J)	Media	Average
12,50	928	64	21,6	55,9	285 - HB					
715 - 999		530 - 999	15 - 100	15 - 110	220 - 281					

OUTROS ENSAIOS / OTHER TESTS / OTROS ENSAYOS

OSMAR D. MARTINELLI - CRQ 4 Reg. 5411064
 Responsável Laboratório Químico/Responsable for the Chemical Laboratory
 Responsable por el Laboratorio Químico

TRATAMENTO TÉRMICO
 HEAT TREATMENT / TRATAMIENTO TÉRMICO
 NORMALIZADO AO AR E REVENIDO / NORMALIZED IN AIR AND TEMPERED

DESCRIÇÃO DO PRODUTO
 PRODUCT DESCRIPTION / DESCRIPCIÓN DEL PRODUCTO

QUANTIDADE (QUANTITY/ANTIDAD)	ORDEM FAB. PRODUCTION ORDER/ORDEN DE PRODUCCION	TIPO DE PEÇA PART DESCRIPTION/DESCRIPCIÓN DE PIEZA	Nro. MODELO PART NUMBER/NO. DEL MODELO	Nro. PEDIDO DE COMPRA ORDER IN NUMBER/ORDEN DE COMPRA
1	51857,02	PA DO ROTOR	1319-05-13-002	54.975
1	51857,02	PA DO ROTOR	1319-05-13-002	54.975

ENSAIOS NÃO DESTRUTIVOS
 NON DESTRUCTIVE TESTS / ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS

INSPEÇÃO VISUAL: 8415-SP-35/2011
 (VISUAL INSPECTION / INSPECCION VISUAL)

OBS: EVENTUAIS REPAROS POR SOLDAGEM SÃO EFETUADOS ANTERIORMENTE AO TRATAMENTO TÉRMICO FINAL EXCETO QUANDO MATERIAL NÃO REQUER TRATAMENTO TÉRMICO.
 De productos fabricados con un procedimiento con un procedimiento de soldadura se han cumplido con los requisitos de los ensayos.
 EXCEPT WHEN MATERIAL DOES NOT REQUIRE THERMAL TREATMENT.

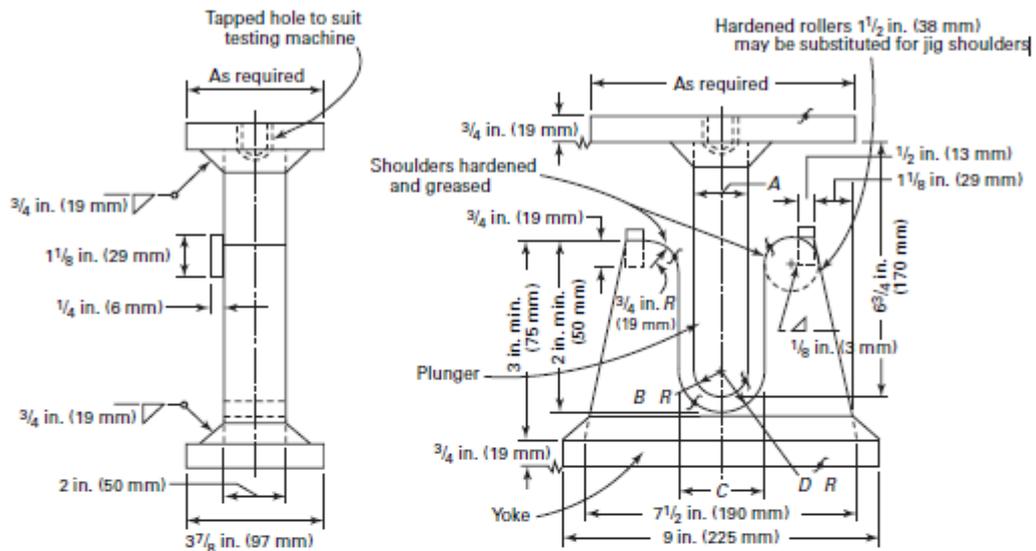
DATA: 12/05/2014
 DATE / FECHA
 12/05/2014

OSMAR D. MARTINELLI - CRQ 4 Reg. 5411064
 RESPONSÁVEL TÉCNICO / RESPONSIBLE TECHNICIAN / RESPONSABLE TÉCNICO

9 ANEXO C - Norma ASME IX - Ensaio de Dobramento

A08

QW-466.1 TEST JIG DIMENSIONS



Customary Units					
Material	Thickness of Specimen, in.	A, in.	B, in.	C, in.	D, in.
P-No. 23 to P-No. 21 through P-No. 25; P-No. 21 through P-No. 25 with F-No. 23; P-No. 35; any P-No. metal with F-No. 33, 36, or 37	$\frac{3}{8}$ $t = \frac{3}{8}$ or less	$2\frac{1}{16}$ $16\frac{1}{2}t$	$1\frac{1}{32}$ $8\frac{1}{4}t$	$2\frac{3}{8}$ $18\frac{1}{2}t + \frac{1}{16}$	$1\frac{3}{16}$ $9\frac{1}{4}t + \frac{1}{32}$
P-No. 11; P-No. 25 to P-No. 21 or P-No. 22 or P-No. 25	$\frac{3}{8}$ $t = \frac{3}{8}$ or less	$2\frac{1}{2}$ $6\frac{1}{2}t$	$1\frac{1}{4}$ $3\frac{1}{2}t$	$3\frac{3}{8}$ $8\frac{1}{2}t + \frac{1}{8}$	$1\frac{11}{16}$ $4\frac{1}{2}t + \frac{1}{16}$
P-No. 51; P-No. 49	$\frac{3}{8}$ $t = \frac{3}{8}$ or less	3 $8t$	$1\frac{1}{2}$ $4t$	$3\frac{1}{8}$ $10t + \frac{1}{8}$	$1\frac{15}{16}$ $5t + \frac{1}{16}$
P-No. 52; P-No. 53; P-No. 61; P-No. 62	$\frac{3}{8}$ $t = \frac{3}{8}$ or less	$3\frac{3}{4}$ $10t$	$1\frac{1}{8}$ $5t$	$4\frac{9}{8}$ $12t + \frac{1}{8}$	$2\frac{5}{16}$ $6t + \frac{1}{16}$
All others with greater than or equal to 20% elongation	$\frac{3}{8}$ $t = \frac{3}{8}$ or less	$1\frac{1}{2}$ $4t$	$\frac{3}{4}$ $2t$	$2\frac{3}{8}$ $6t + \frac{1}{8}$	$1\frac{3}{16}$ $3t + \frac{1}{16}$
Materials with 3% to less than 20% elongation	$t =$ [See Note (b)]	$32\frac{1}{8}t$ max.	$16\frac{1}{16}t$ max.	$A + 2t + \frac{1}{16}$ max.	$\frac{1}{2}C + \frac{1}{32}$ max.

QW-466.1 TEST JIG DIMENSIONS (CONT'D)

A08

SI Units						
Material	Thickness of Specimen, mm	A, mm	B, mm	C, mm	D, mm	
P-No. 23 to P-No. 21 through P-No. 25; P-No. 21 through P-No. 25 with F-No. 23; P-No. 35; any P-No. metal with F-No. 33, 36, or 37	3 $t = 3$ or less	52.4 $16\frac{1}{2}t$	26.2 $8\frac{1}{4}t$	60.4 $18\frac{1}{2}t + 1.6$	30.2 $9\frac{1}{4}t + 0.8$	
P-No. 11; P-No.25 to P-No. 21 or P-No. 22 or P-No. 25	10 $t = 10$ or less	63.5 $6\frac{3}{4}t$	31.8 $3\frac{1}{2}t$	85.8 $8\frac{1}{2}t + 3.2$	42.9 $4\frac{1}{2}t + 1.6$	
P-No. 51; P-No. 49	10 $t = 10$ or less	76.2 $8t$	38.1 $4t$	98.4 $10t + 3.2$	49.2 $5t + 1.6$	
P-No. 52; P-No. 53; P-No. 61; P-No. 62	10 $t = 10$ or less	95.2 $10t$	47.6 $5t$	117.5 $12t + 3.2$	58.7 $6t + 1.6$	
All others with greater than or equal to 20% elongation	10 $t = 10$ or less	38.1 $4t$	19.0 $2t$	60.4 $6t + 3.2$	30.2 $3t + 1.6$	
Materials with 3% to less than 20% elongation	$t =$ [see Note (b)]	$32\frac{3}{4}t$ max.	$16\frac{3}{16}t$ max.	$A + 2t + 1.6$ max.	$\frac{1}{2}C + 0.8$ max.	

GENERAL NOTES:

(a) For P-Numbers, see QW/QB-422; for F-Numbers, see QW-432.

(b) The dimensions of the test jig shall be such as to give the bend test specimen a calculated percent outer fiber elongation equal to at least that of the base material with the lower minimum elongation as specified in the base material specification.

$$\text{percent outer fiber elongation} = \frac{100t}{A + t}$$

The following formula is provided for convenience in calculating the bend specimen thickness:

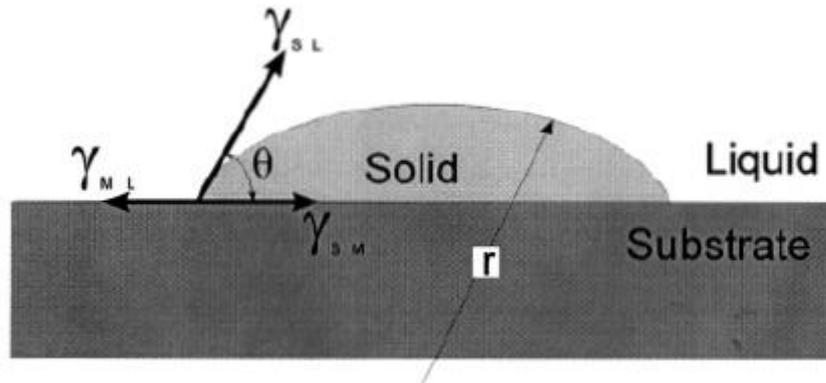
$$\text{thickness of specimen } (t) = \frac{A \times \text{percent elongation}}{[100 - (\text{percent elongation})]}$$

(c) For guided-bend jig configuration, see QW-466.2, QW-466.3, and QW-466.4.

(d) The weld and heat-affected zone, in the case of a transverse weld bend specimen, shall be completely within the bend portion of the specimen after testing.

(e) For materials with less than 3% elongation, a macro-etch specimen shall be used in lieu of bend test at each bend test location. Acceptance criteria shall be in accordance with QW-183(a).

10 ANEXO D - Relação Entre o Ângulo de Molhamento e a Energia Interfacial, Figura Esquemática do Ângulo de Molhamento



Spherical cap of a crystal nucleated on a planar substrate from a liquid. (KOU, 2003)

$$\gamma_{LM} = \gamma_{SM} + \gamma_{SL} \cos \theta$$

$$\Delta G^* = \left[-\frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4 \pi r^2 \gamma_{SL} \right] f(\theta) = \Delta G^*_{\text{hom}} f(\theta)$$

$$f(\theta) = \left[\frac{(2 + \cos \theta)(1 - \cos \theta)^2}{4} \right]$$

The parameters γ_{LC} , γ_{LS} , and γ_{GS} are the surface energies of the liquid–crystal interface, liquid–substrate interface, and crystal–substrate interface, respectively. (NELSON & Lippold, 1999)

11 ANEXO E - Diagrama de Schaeffler, Análise da **Composição Química da Zona Fundida. CA-6NM +** **E309L T1 - 4/1**

Metal de base - CA-6NM

Cromo equivalente:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$$

$$Cr_{eq} = (12,7) + (0,8) + 1,5(1) + 0,5(0)$$

$$Cr_{eq} = 15$$

Níquel equivalente:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$$

$$Ni_{eq} = 4,29 + 30(0,045) + 0,5(0,57)$$

$$Ni_{eq} = 5,925$$

Metal de adição - E309L T1 - 4/1

Cromo equivalente:

$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 1,5\%Si + 0,5\%Nb$$

$$Cr_{eq} = (23,05) + (1) + 1,5(0,75) + 0,5(0)$$

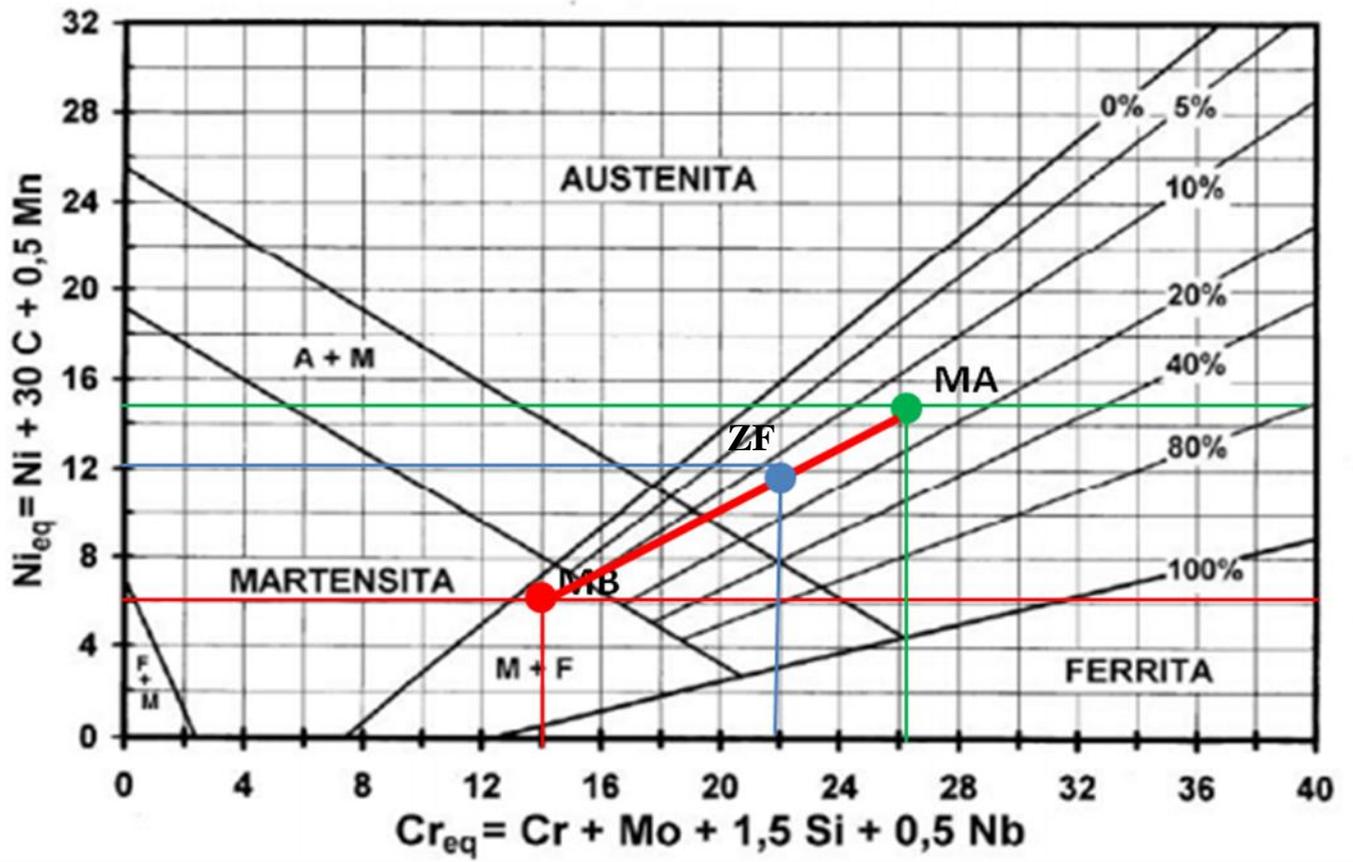
$$Cr_{eq} = 25,175$$

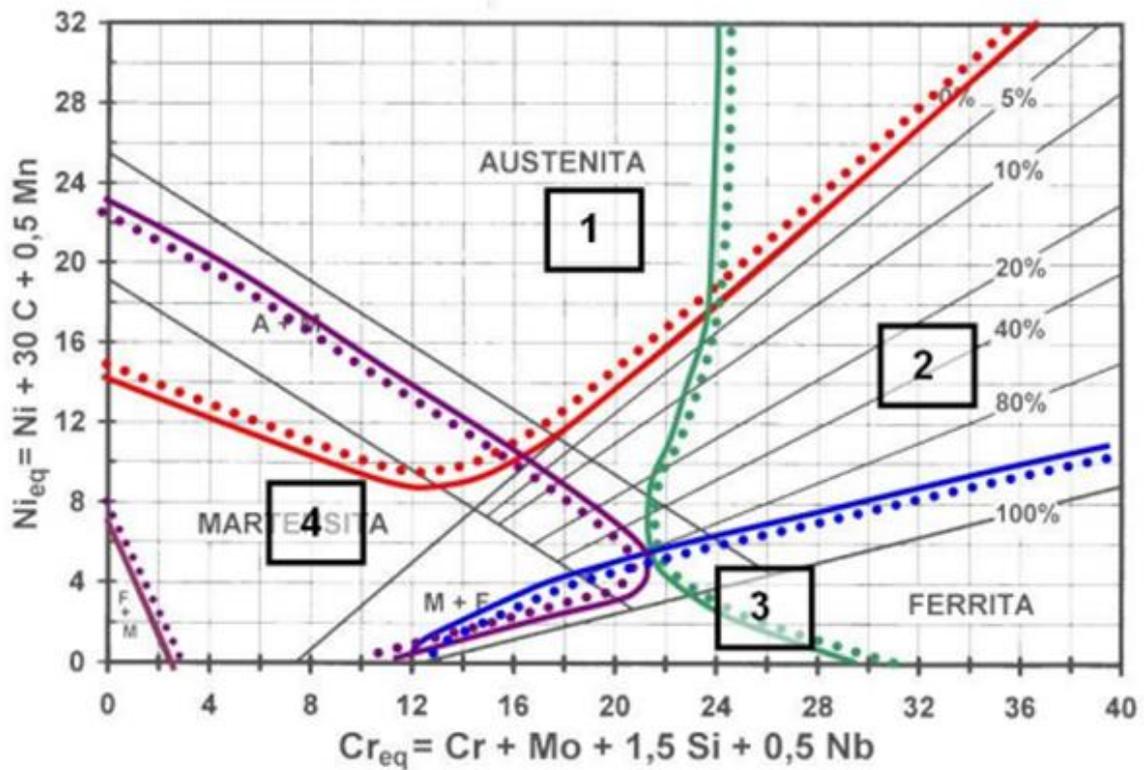
Níquel equivalente:

$$Ni_{eq} = \%Ni + 30\%C + 0,5\%Mn$$

$$Ni_{eq} = 13 + 30(0,03) + 0,5(1,5)$$

$$Ni_{eq} = 14,65$$





Regiões problemáticas típicas na soldagem de aços inoxidáveis:

- (1) Formação de trincas de solidificação ou por perda de ductibilidade acima de 1250°C;
- (2) Fragilização por formação de fases intermetálicas após aquecimento entre cerca de 450 e 900 °C;
- (3) Fragilização por crescimento de grão;
- (4) Fragilização e fissuração por formação de martensita.