

JUNTAS DE AÇO BAIXA LIGA SOLDADAS COM DIFERENTES CONSUMÍVEIS -
EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES NAS
CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DAS SOLDAS

Carlos Henrique Menezes Fontes

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DA COORDENAÇÃO DOS
PROGRAMAS DE PÓS-GRADUAÇÃO DE ENGENHARIA DA UNIVERSIDADE
FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS
NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM
ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Aprovada por:

Prof. Luiz Henrique de Almeida, D. Sc.

Prof. André Luiz Pinto, D. Sc.

Prof. João Marcos Alcoforado Rebello, D. Sc.

Profa. Annelise Zeemann do Pinho, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL
AGOSTO DE 2008

FONTES, CARLOS HENRIQUE
MENEZES

Juntas de Aço Baixa Liga
Soldadas com Diferentes
Consumíveis – Efeito do Tratamento
Térmico de Alívio de Tensões nas
Características Metalúrgicas das
Soldas [Rio de Janeiro]
2008

VIII, 141 p. 29,7 cm
(COPPE/UFRJ, M.Sc., Engenharia
Metalúrgica e de Materiais, 2008)

Dissertação – Universidade
Federal do Rio de Janeiro, COPPE

1. Aços Baixa Liga
2. Juntas Soldadas
3. Microestrutura e Tenacidade
4. Alívio de Tensões

I. COPPE/UFRJ II. Título (série)

A minha esposa, Jaciara Bessa,
aos meus filhos Pedro Henrique e Isabela
e aos meus pais, Cosme e Vera.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus e a minha família pelo apoio e compreensão em todo o tempo dedicado em minha formação.

Ao Dr. Luiz Henrique de Almeida, que acreditou, apoiou incentivou o meu desempenho, imprescindível para a realização deste trabalho e em minha formação.

A Dra. Annelise Zeemann pela atenção e otimismo dispensado, bem como o apoio e conhecimento oferecido que tornaram possível a realização deste trabalho.

A TECMETAL, em especial ao Dr. Paulo Roberto Oliveira Emygdio pelo apoio na minha formação profissional e que cedeu os laboratórios para a realização das diferentes análises.

A todos os colaboradores da TECMETAL pelo apoio e contribuição, em especial aos técnicos André Luis (meu irmão), Gleiderson, José Reis, Rafael Torres, Ismiley Maia, Peterson Cardoso e Paulo de Castro.

A empresa BRASTÊMPERA, através do engenheiro Marcelo Barra pela realização dos tratamentos térmicos de alívio de tensões.

Aos técnicos do laboratório de microscopia da UFRJ pelo apoio na realização das análises por MEV.

A Dr. André Costa e Silva pela atenção e apoio nas análises termodinâmicas.

As indústrias do ramo de petróleo e gás que cederam os materiais, os resultados da qualificação dos procedimentos de soldagem e certificados para a realização deste trabalho.

A COPPE – UFRJ, onde consegui uma especialização.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

JUNTAS DE AÇO BAIXA LIGA SOLDADAS COM DIFERENTES CONSUMÍVEIS -
EFEITO DO TRATAMENTO TÉRMICO DE ALÍVIO DE TENSÕES NAS
CARACTERÍSTICAS METALÚRGICAS DAS SOLDAS

Carlos Henrique Menezes Fontes

Agosto/2008

Orientador: Luiz Henrique de Almeida

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Este trabalho avaliou o efeito de um ciclo adicional de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), a 620°C, 670°C e 720°C em juntas soldadas de aço baixa liga, tipo API 5L X65 e X70, DNV F40 e AISI 8630, utilizadas em estruturas e equipamentos pressurizados pela indústria do petróleo e gás. As juntas foram fornecidas já soldadas pelo processo eletrodo revestido (SMAW) multipasse, com espessuras variando de 25 a 80 mm, utilizando consumíveis das famílias AWS A 5.5 tipo **B2** (Cr-Mo), tipo **C1** (Ni-Mn) e tipo **D2** (Mn-Mo). Estas juntas tinham sido previamente qualificadas quando foram aplicados tratamentos térmicos de alívio de tensões recomendados para o metal de base e não para o consumível.

Neste trabalho foi estudada a influência da aplicação de ciclos adicionais de TTAT nessas juntas, cujas propriedades finais foram avaliadas através de ensaios Charpy V, tração, dureza e análises microestruturais por microscopia ótica e por microscopia eletrônica de varredura.

Com os resultados experimentais foi possível definir alguns critérios de seleção de consumíveis e determinar limites de temperatura de TTAT para materiais de base com diferentes processamentos de forma comparativa com a condição original.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.).

LOW ALLOY STEEL WELDED JOINTS USING DIFFERENT FILLER METALS -
EFFECT OF THE STRESS RELIEF HEAT TREATMENT IN THE WELDED JOINTS
METALLURGICAL CHARACTERISTICS

Carlos Henrique Menezes Fontes

August/2008

Advisor: Luiz Henrique de Almeida

Department: Metallurgical and Materials Engineering

This work presents an evaluation of the effect of a stress relief heat treatment (PWHT) cycle, conducted at 620°C, 670°C and 720°C in three welded low alloy steel joints (SMAW process) with base metal thickness varying from 25 mm to 80 mm. The joints are used by petroleum / gas equipments and structures, with WPS (welding procedure specification) previously qualified according to ASME IX code. The adopted filler metal chemical composition is in agreement with AWS A 5.5 standard classes **B2** (CrMo), **C1** (NiMn) and **D2** (MnMo).

The experimental results evaluated the additional PWHT cycles based on metallographic characteristics analyzed by scanning electron microscopy (SEM) and optical microscopy (OM); mechanical properties in tensile and hardness tests of the welded joints, compared to the original condition and toughness results (Charpy V) for the weld metal.

The experimental results obtained support the evaluation of PWHT temperature limit for base metals with different processes and filler metals, compared to the original condition.

ÍNDICE

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO	01
CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	05
II.1 – AÇOS ESPECIAIS	05
II.1.1. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	06
II.1.2. Aços Baixa Liga (“Low Alloy Steel” LAS)	10
II.2 – SOLDAGEM	13
II.2.1 Susceptibilidade ao Trincamento	14
II.2.1.1 Trincas a Quente	14
II.2.1.2 Trincas a Frio	14
II.2.1.3. Trincas de Reaquecimento	17
II.2.2 Propriedades da Junta Soldada	17
II.2.2.1 Procedimento de Soldagem	18
II.2.2.1.1 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões – TTAT	18
II.2.2.1.2 Seleção do Consumível	20
CAPÍTULO III - MATERIAIS E MÉTODOS	31
III.1 MATERIAIS	30
III.1.1 Materiais de Base	33
III.1.1.1- Aço DNV F 40 da Junta Ni	33
III.1.1.2- Aço API 5L X65 da Junta Cr-Mo	34
III.1.1.3- Aços API 5L X 70 e AISI 8630 Amanteigado da Junta Mn-Mo	35
III.1.1.4 – Composição Química dos materiais	37
III.1.2 – Juntas Soldadas	39
III.1.3 – Tratamentos Térmicos de Alívio de Tensões	50
III.2 – MÉTODOS	51
III.2.1 – Juntas Soldadas	51
III.2.1.1 – Ensaio de Tração da Junta Soldada	52
III.2.1.2 – Ensaio de Dureza Vickers da Junta Soldada	53
III.2.1.3 – Análise Microestrutural das Juntas Soldadas	53
III.2.2 – Metal de Solda	54
III.2.2.1 – Análise Metalográfica das Soldas	54
III.2.2.2 - Charpy V do Metal de Solda após novos TTATs	55
III.2.2.3 – Caracterização Fractográfica e Metalográfica dos CPs Charpy	56
III.2.3 – Determinação das Temperaturas de Formação de Fases	59

CAPÍTULO IV – RESULTADOS	60
IV.1 – Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Juntas Soldadas	61
IV.1.1 – Propriedades em Tração das Juntas Soldadas	61
IV.1.2 – Perfis de Dureza das Juntas Soldadas	63
IV.1.3 – Análise Microestrutural das Juntas Soldadas	66
IV.2 – Efeitos dos Tratamentos Térmicos no Metal de Solda	71
IV.2.1 – Análise Microestrutural do Metal de Solda	71
IV.2.1.1 – Juntas Originais por MO	71
IV.2.1.2 – Juntas com TTAT por MEV	72
IV.2.1.2.1 - Junta Ni	72
IV.2.1.2.2 – Junta Cr-Mo	73
IV.2.1.2.3 – Junta Mn-Mo	73
IV.2.1 – Ensaio Charpy V do Metal de Solda	84
IV.3.3 – Avaliação Quantitativa das Regiões nos CPs Charpy V	90
IV.4 – Avaliação computacional da formação de fases em função da temperatura	94
CAPÍTULO V – DISCUSSÃO	98
V.1 – Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Juntas Soldadas	98
V.2 – Efeitos dos Tratamentos Térmicos no Metal de Solda	102
V.2.1 – Efeitos Microestruturais	102
V.2.2 – Tenacidade	104
V.3 – Combinação Metal de Base x Consumível	111
CAPÍTULO VI – CONCLUSÕES	112
CAPÍTULO VII – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	114
CAPÍTULO VIII – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	115
ANEXO I – CARACTERIZAÇÃO DOS CPS CHARPY V	123

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Com o aumento do consumo de gás natural e dos derivados de petróleo nas últimas décadas, a demanda na fabricação de equipamentos destinados a produção, processamento e escoamento destes produtos aumentou de forma significativa, principalmente a partir dos anos 70. E o uso de aços com mais alta resistência passou a ser uma alternativa cada vez mais utilizada em projetos estruturais de menor peso ou equipamentos com pressões cada vez maiores, de forma economicamente viável [1].

No plano estratégico da PETROBRAS [2] existe uma expectativa de crescimento do consumo dos derivados de petróleo/gás natural no país que supera 15 % até o ano de 2010. Além disso, os novos campos que estão sendo descobertos para suprir esta demanda se apresentam no mar, em profundidades cada vez maiores e com fluidos produzidos cada vez mais agressivos, exigindo características especiais para as estruturas e para os equipamentos fabricados em aços de alta resistência, em sua grande maioria utilizando processos de soldagem. Não é, portanto, difícil imaginar os novos desafios que estão sendo lançados em termos da soldagem destes aços, principalmente juntas com penetração total que devem apresentar propriedades similares às do metal de base, com tenacidade assegurada e resistência a ambientes corrosivos e/ou que contenham hidrogênio, como é o caso de aplicações submarinas com proteção catódica.

Os aços de baixa liga, com teor de elementos de liga inferior a 8%, com tensão limite de escoamento na ordem de 60 Ksi (412MPa), são muito utilizados nas indústrias de óleo e gás. Nestes aços os elementos de liga são adicionados para refinar a microestrutura ou favorecer a formação martensítica, dois mecanismos básicos de aumento de resistência de aços.

Como exemplos existem: **tubos** fabricados a partir de aços com tratamento termomecânico ou térmico, segundo os requisitos do API 5L [3] nos graus X60 até X80; **corpos pressurizados** fabricados a partir de aços temperados e revenidos, para atendimento aos requisitos do API 6A [4] nas classes 60 Ksi (412 MPa) e 75Ksi (515 MPa); e ainda **componentes estruturais** fabricados a partir de aços ferríticos de granulometria refinada, tipo F40 [5], com resfriamento acelerado que atendem aos requisitos de classificadoras como o DNV na classe de tensão limite de escoamento mínima de 57Ksi (390 MPa).

Se no passado o grande desafio estava na obtenção dos aços com características especiais, obtidas por uma perfeita combinação entre a composição química (elementos de liga e teor de carbono) e processamento mecânico e térmico, hoje o desafio é assegurar as propriedades da junta soldada, de alta resistência mecânica, tenacidade e dureza controlada.

Isto é realmente um desafio, pois uma junta soldada, independente do processo ou procedimento adotado, apresenta regiões muito distintas e cujas características não podem ser avaliadas separadamente, que incluem: o próprio metal de base, que não deve ser afetado por um possível tratamento térmico pós soldagem, a zona termicamente afetada pelo calor da solda, que recebe diversos ciclos térmicos em uma solda multipasse; e o metal de solda fundido, cuja composição pode ser muito diferente da composição do metal de base, dependendo do consumível selecionado.

A questão da compatibilidade do consumível a ser adotado com o metal de base é importante pois a composição química de um consumível de aço baixa liga, independente da propriedade que se espera obter, sempre apresenta baixo teor de carbono e a composição do metal de solda pode variar ao longo da espessura em função do tipo de projeto da junta e conseqüente variação na diluição do metal de base. E as propriedades que se espera da solda devem ser obtidas sem nenhum

tipo de processamento posterior, no máximo um tratamento térmico pós soldagem cuja temperatura é subcrítica, ou seja, que não permite melhorar a homogeneidade das composições nem adotar práticas de refino ou formação martensítica similares às do metal de base.

Este tratamento pós-soldagem, chamado de **tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT)**, tem seu ciclo térmico determinado – temperatura e tempo de patamar, além de taxas de aquecimento e resfriamento – para assegurar uma zona termicamente afetada em boas condições, lembrando que o metal de base não pode ser degradado. Uma questão importante é que na determinação do ciclo de TTAT nem sempre se considera o consumível utilizado, ou seja, é adotado na especificação de procedimento de soldagem (EPS) um ciclo diferente daquele recomendado pela norma de fabricação do consumível.

O efeito do TTAT nas propriedades da junta soldada depende basicamente: a) do tipo de metal de base, principalmente do limite de temperatura para degradação que é função do seu processamento; e b) da composição química do consumível que formará o metal de solda, pois famílias de elementos de liga apresentam diferentes performances no alívio.

Metais de base martensíticos têm como limite de temperatura de patamar de TTAT a temperatura de revenimento [6], que pode chegar até 700°C, acima da qual o material perde resistência, enquanto os metais de base ferríticos de estrutura refinada pelo tratamento termomecânico ou resfriamento acelerado, perdem propriedades dependendo do tipo de elemento de liga, tamanho de grão e morfologia das fases, que podem degradar em temperaturas subcríticas [7].

Para a solda, ao contrário do metal de base, a microestrutura pode não ser determinante na performance do TTAT quanto à composição química. Por isso que as normas de consumíveis em aço baixa liga, como a AWS [8] por exemplo, determinam os ciclos de TTAT pelas famílias de elementos de liga. Mas as

temperaturas recomendadas pelas normas nem sempre são compatíveis com o tipo de metal de base, e a seleção do ciclo de TTAT é um fator chave para assegurar propriedades na junta como um todo.

A dificuldade para adequar um procedimento à combinação metal de base x consumível, especialmente no que diz respeito ao tratamento térmico de alívio de tensões, motiva o presente estudo do comportamento em tenacidade de juntas soldadas em aço baixa liga com tensão limite de escoamento superior a 60Ksi (412MPa), principalmente do metal de solda, após o TTAT em diferentes temperaturas, utilizando consumíveis de diferentes composições químicas, caracterizadas pelas famílias: **B** (Cr - Mo), **C** (Ni - Mn) e **D** (Mn - Mo), conforme a norma AWS A 5.5 [8].

Assim neste trabalho foram estudadas 3 juntas soldadas conforme procedimento adotado em componentes industriais de diversas origens, adquiridas já soldadas pelo processo eletrodo revestido (SMAW), com consumíveis tipo C1, B2 e D2; previamente qualificadas para uso em equipamentos e estruturas da área de petróleo, que apresentam requisitos de tenacidade. A partir destas juntas, cujo TTAT foi definido somente em função do metal de base, foi estudada a influência da aplicação de ciclos adicionais de TTAT em temperaturas variando de 620°C a 720°C, com o objetivo de avaliar as características metalúrgicas da junta soldada como um todo e a tenacidade do metal de solda.

Foram realizadas avaliações metalúrgicas dos efeitos dos diferentes TTAT nas juntas soldadas e no metal de solda. Ensaio mecânicos de tração, Charpy V e dureza foram conduzidos assim como análises microestruturais por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Com os resultados obtidos foi possível determinar limites de temperatura de TTAT para materiais de base com diferentes processamentos e definir alguns critérios de seleção de consumíveis.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A indústria do petróleo utiliza uma extensa gama de materiais metálicos e não metálicos nas etapas de exploração, produção, transporte e processamento de óleo e gás. A seleção destes materiais é um dos problemas mais difíceis com que se defronta um projetista ou usuário destes equipamentos. O desafio consiste em especificar materiais, especialmente aços, disponíveis no mercado, e que atendam com segurança a condições de serviço variadas em termos de temperatura, meios agressivos e carregamentos; considerando ainda sua fabricação, especialmente a soldagem que é um processo especial e afeta a qualidade do produto.

É apresentada a seguir uma revisão bibliográfica sobre **aços especiais**, que recebem adição de elementos de liga e/ou processamento especial para assegurar propriedades de resistência mecânica e/ou tenacidade, e eventualmente controle de dureza; e **sua soldagem**.

II.1 – AÇOS ESPECIAIS

A Associação Americana de Materiais “*ASM International*” [9] apresenta, entre outras formas, a composição química e o processamento para classificar aços ao carbono e baixa liga. Segundo as recomendações da ASM os aços poderiam ser classificados como:

- aços ao carbono; de baixo carbono, médio ou alto carbono, não abordados visto que não apresentam as características especiais tratadas neste trabalho;
- aços de alta resistência e baixa liga ARBL, em inglês conhecidos como “*high strenght low alloy*” (HSLA), que seriam basicamente os aços C-Mn e os aços microligados; e
- aços baixa liga, ou em inglês “*low alloy steel*” (LAS).

II.1.1. AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA (ARBL OU HSLA)

Segundo a ASM [9] os aços ARBL contêm tipicamente teor de carbono menor do que 0,2% e não mais que 2% de elementos de liga, com variações pelo tipo de processamento, a saber: resistentes à corrosão atmosférica (“*weathering*”), de laminação controlada (“*controlled rolled*”), de perlita reduzida (“*reduced perlite*”), microligados (“*microalloyed*”), bainíticos (“*acicular ferrite*”) e bifásicos (“*dual-phase*”).

Segundo a literatura mais tradicional estes aços apresentam tensão limite de escoamento entre 275 e 550MPa (40 a 80Ksi) e tensão limite de resistência entre 415 e 655MPa (60 a 95Ksi). No entanto, dependendo do segmento atendido estas classificações variam um pouco. As sociedades classificadoras do setor naval consideram aços de alta resistência aqueles que apresentam tensão limite de escoamento a partir de 350MPa (50Ksi) [10], enquanto para a indústria petrolífera, principalmente a “*off-shore*”, são considerados aqueles com tensão limite de escoamento superior a 460MPa (65Ksi) [10]. Hoje, com o desenvolvimento do processamento metalúrgico, já se encontram no mercado aços com tratamento termomecânico, cujo processamento permitiria enquadrá-lo como ARBL, apresentando níveis de tensão limite de escoamento que chegam a 800MPa (120Ksi) [11].

Além dos diferentes enquadramentos em termos de propriedades, os ARBL podem apresentar diferentes composições típicas. Há autores que relatam que estes aços contêm tipicamente 0,25% de carbono e não mais que 5% de elementos de liga combinando elevada relação entre tensão limite de escoamento e limite de resistência, com boa ductilidade, tenacidade, resistência à corrosão atmosférica e soldabilidade [12]. Há publicações que relatam que o teor de carbono usual é de 0,12% a 0,18% [10].

Os aços ARBL de interesse neste trabalho são os **aços estruturais com microestrutura refinada**, basicamente com **resfriamento acelerado**, e os **aços API 5L grau X, de laminação controlada e/ou microligados**, cuja estrutura é ferrítica e a alta resistência é oriunda do refino microestrutural.

Os aços estruturais **ferríticos de granulometria refinada ou bainíticos**, como por exemplo o tipo DNV F40 [5] ligado ao Ni, Mn e Nb, são aços de baixo carbono processados com resfriamento acelerado e cuja presença de Ni e Mn garante temperabilidade e o Nb promove a formação de uma estrutura ferrítica refinada [5]. Devido à sua composição de baixo carbono estes aços apresentam boa soldabilidade, como será visto no item soldagem.

De acordo com Somers [13] a adição de nióbio e/ou vanádio, além do manganês, assegura alta resistência através do refino de grão ferrítico e, em alguns casos, do endurecimento por precipitação. Estes aços, que também podem apresentar pequenas quantidades de titânio, são conhecidos como **aços microligados**, pois o somatório dos elementos Nb, V e Ti é de no máximo 0,1%.

Na indústria de petróleo são muito utilizados tubos confeccionados em aços microligados para atendimento à norma **API 5L grau X**. Esta norma, de fabricação de tubos para condução de fluidos em "*pipelines*", especifica composição química a base de elementos microligantes para os graus X, cuja tensão limite de escoamento varia de 42Ksi (288 MPa) a 80Ksi (549 MPa), X42 a X80. Nestes aços a ação dos elementos microligantes pode ocorrer tanto durante o tratamento termomecânico, no atraso da recristalização da austenita [14], especialmente no caso de tubos com costura; como assegurando temperabilidade [15] no tratamento térmico, principalmente para tubos sem costura; em ambos os casos favorecendo o refino microestrutural. A melhor característica associada a este tipo de aço é sua baixa

concentração de carbono, com conseqüente baixo carbono equivalente (CE) e ótima soldabilidade.

A figura II.1 apresenta um gráfico que correlaciona o teor de CE x tensão limite de escoamento para aços API 5L [16], posicionando no quadro em azul os aços fornecidos por um determinado fabricante de tubos, comparativamente aos limites máximos permitidos pelas diferentes normas, como o próprio API 5L, e normas européias como a EN 10208 [17] e a DNV OS F101 [18]. Constata-se que os teores de CE permitidos pelas normas para este tipo de aço são baixos (menores que 0,45%) e no caso específico deste fabricante os teores típicos fornecidos são ainda bem menores, mesmo em tubos com espessuras de até 30mm, mostrando que estes aços sempre possuem baixo CE.

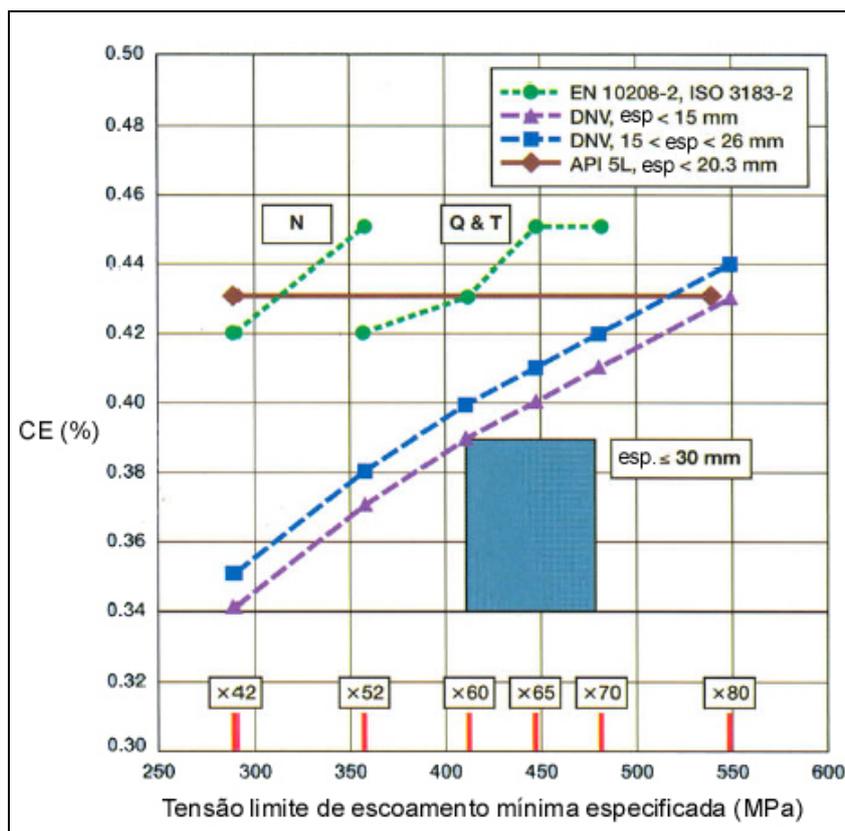


Figura II.1 – Adaptação da figura que representa a relação entre o carbono equivalente (CE) e a tensão limite de escoamento para aços API 5L, segundo diferentes requisitos de normas e a posição dos aços fornecidos por um fabricante (quadrado em azul) [16].

Apesar do escopo da norma API 5L ser o de fabricação de tubos para condução de fluidos; muitas vezes estes tubos são utilizados também em aplicações estruturais como em tubo de revestimento de poço (“*casing*” de “*risers*”) de perfuração de petróleo [19], em aplicações submarinas com proteção catódica [20], em alta pressão [21] ou em meios corrosivos contendo H₂S [11]. Estas condições podem exigir um controle mais rígido das propriedades da junta soldada, como por exemplo limitar a dureza máxima para evitar fragilização pelo hidrogênio, ou minimizar o tensionamento residual acumulado pela soldagem para aumentar a vida em fadiga.

Na questão da fragilização pelo hidrogênio o que se espera de aços que trabalham com proteção catódica ou expostos a meios contendo H₂S é o controle de dureza, tanto do material de base (MB) como de sua zona termicamente afetada (ZTA) e da solda. Para uso em aplicações submarinas, com proteção catódica, algumas normas indicam limite máximo de dureza de 350HV [22,23], enquanto a norma NACE MR 0175 ISO 15156 determina limite máximo de 250 HV para aços ao carbono e baixa liga que trabalham expostos a H₂S [24].

Aços API 5L somente são aceitos para trabalho com H₂S sem necessidade de testes adicionais até o grau X65 [24], embora possam ser utilizados graus mais elevados se forem conduzidos ensaios que evidenciem que o material não é susceptível à fragilização pelo hidrogênio. De uma forma ou de outra deve-se garantir também que o procedimento de soldagem seja qualificado para dureza máxima de 250HV, e isto pode exigir alguns cuidados especiais na soldagem, principalmente quanto ao pré-aquecimento e ao tratamento térmico pós-soldagem.

II.1.2. AÇOS BAIXA LIGA

Dentre os aços conhecidos como baixa liga existem as variações [9]: temperados e revenidos de baixo carbono (“*low carbon quenched and tempered*”), temperados e revenidos de médio carbono (“*ultra high strength*”), aços para mancais (“*bearing steels*”) e os resistentes ao calor do tipo Cr-Mo (“*heat resisting*”). Neste trabalho o interesse está nos **aços temperados e revenidos de médio carbono**.

Os aços temperados e revenidos de médio carbono contêm tipicamente 0,25% a 0,50 % de carbono e não mais que 5% de elementos de liga [9]. Estes aços são endurecíveis por têmpera resultando em uma microestrutura martensítica e, em seguida são revenidos para o ajuste das propriedades mecânicas (dureza, tenacidade, resistência mecânica e ductilidade).

A temperabilidade destes aços é assegurada pela adição do cromo e molibdênio [25], em aços com composição típica de 1% Cr, 0,4%Mo, e 0,3%C, tipo AISI 4130, por exemplo, sendo estes usados em equipamentos largamente aplicados pela indústria petrolífera em corpos pressurizados nas classes de tensão limite de escoamento de (415MPa) 60Ksi ou (517MPa) 75Ksi, que atendem ao API 6A [4], e que exigem tenacidade assegurada quando se trabalha com um alto grau de risco. Este grau de risco, identificado na norma pelo nível de especificação do produto ou “*product specification level*” (PSL), determina quais os requisitos de tenacidade para garantir que o equipamento não venha a falhar de forma frágil [4].

Para melhorar a tenacidade destes aços martensíticos é usual adicionar à liga Cr-Mo pequenas quantidades de Ni, entre 0,6% a 1,0%, tipicamente encontrados nos aços tipo AISI 8630 modificado, por exemplo. Uma das limitações da adição de Ni é a maior susceptibilidade destes aços à fragilização pelo hidrogênio. Como este tipo de material é muito utilizado em aplicações submarinas e

em corpos submetidos a meios contendo H₂S é usual fabricar flanges e tubulações segundo requisitos da norma NACE, que especifica o teor máximo de 1% Ni para aços que vão trabalhar em meios contendo H₂S [24], válido tanto para o metal de base como para a solda.

O endurecimento por têmpera nos aços é causado pela transformação da austenita em martensita. A austenita, em equilíbrio em temperatura elevada, se transforma em martensita sob resfriamento rápido o suficiente para alterar as condições de equilíbrio da fase ferrita, em uma transformação adifusional onde a martensita mantém a mesma composição da austenita anterior [25, 26].

Para cada composição química, existe uma temperatura na qual a austenita começa a se transformar em martensita, conhecida como Ms (*"martensite start"* – início da transformação martensítica) e uma outra, obviamente inferior, na qual há o fim da transformação da austenita; Mf (*"martensite finish"* – término da transformação martensítica). A literatura disponibiliza relações empíricas para determinar as temperaturas Ms e Mf, com base na composição, como na fórmula de *Andrews* [26]:

(1)

$$Ms (^{\circ}C) = 539 - 423 \times C - 30,4 \times Mn - 12,1 \times Cr - 17,7 \times Ni - 7,5 \times Mo$$

O revenimento de um aço temperado é o processo no qual o material é aquecido em temperatura abaixo da crítica, usualmente entre 175 a 705°C, e mantido durante um intervalo de tempo para que ocorram as transformações na microestrutura com o objetivo de aumentar a ductilidade e a tenacidade [27], tendo como consequência a redução da resistência mecânica.

A figura II.2 [28] mostra uma curva de revenimento para um aço tipo AISI 4340, onde se observa que quanto maior a temperatura de revenimento menor é a resistência mecânica (tensão limite de escoamento e tensão limite de resistência) e maior é a ductilidade (alongamento e redução de área).

Pode-se perceber que se um aço temperado e revenido for submetido a uma temperatura superior à de revenimento pode haver uma redução em sua resistência, e este efeito é basicamente dependente do tempo. Isto poderia ser causado durante um tratamento térmico pós soldagem, necessário para revenir a zona termicamente afetada, mas que em geral não deve ser realizado em temperatura superior à de revenimento [6].

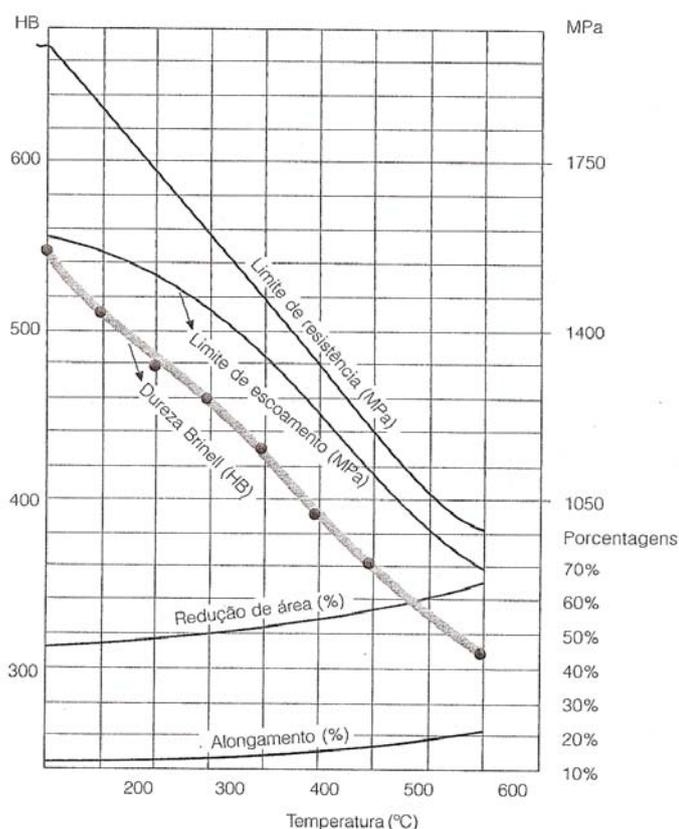


Figura II.2 – Adaptação da figura que representa as propriedades mecânicas de aços tipo AISI 4340 em relação a temperatura de revenimento [28].

Durante o revenimento de um aço temperado e revenido pode ocorrer um endurecimento secundário por precipitação dependendo da composição química, principalmente se o aço apresentar teores de Cr, Nb e V. De acordo com Krauss [26] a adição de cromo proporciona a precipitação de carbonetos do tipo M_3C , M_7C_3 ou $M_{23}C_6$ (sendo M a combinação de cromo com átomos de ferro).

II.2 – SOLDAGEM

A união de componentes por soldagem é usual em equipamentos e estruturas relacionadas à área de petróleo, que usualmente determina nas normas API o nível de especificação do produto (PSL) relacionado ao grau de risco, como anteriormente mencionado.

A soldagem, mesmo em PSL baixo, ou seja, com pouco risco, é considerada um processo que afeta diretamente a qualidade do produto, e por isso exige uma especificação de procedimento de soldagem (EPS) e uma qualificação prévia, que deve ser registrada através de uma RQPS (Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem).

A EPS é o documento que determina, para as variáveis consideradas essenciais no processo, as condições a serem adotadas durante a soldagem, pelo soldador/operador, a fim de reproduzir as características da junta previamente avaliada e qualificada.

A elaboração de uma EPS aplicável aos aços baixa liga ou ARBL depende de uma avaliação sistemática de fatores como [12] :

- disponibilidade do processo de soldagem em função do tipo de material (soldabilidade), fatores econômicos, espessura, tipo de junta, chanfros, acessibilidade, entre outros fatores, não abordado neste trabalho que utilizou apenas o processo SMAW;
- necessidade de pré-aquecimento e de tratamento térmico pós soldagem, determinados pelas características metalúrgicas do metal de base e dos consumíveis;
- temperatura de operação do equipamento, que basicamente determina requisitos de tenacidade; e resistência mecânica da junta soldada.

Quando se avalia a adequação de uma EPS a um determinado material x projeto, a abordagem metalúrgica envolve evitar os possíveis problemas de trincamento e assegurar as propriedades necessárias.

II.2.1 SUSCEPTIBILIDADE AO TRINCAMENTO

II.2.1.1 Trincas a Quente

As trincas a quente também são denominadas de trincas de solidificação, quando ocorrem dentro da solda, ou trincas por liquação, quando ocorrem na zona de ligação. As trincas de solidificação ocorrem exclusivamente no metal de solda, em região em que há elevado nível de impurezas, principalmente teores de fósforo e enxofre que formam eutéticos de baixo ponto de fusão. As trincas de liquação ocorrem no metal de base durante o aquecimento quando há a fusão incipiente de fases de baixo ponto de fusão como Fe_2S , MnS ou Silicatos. Quanto maior a relação Mn / S menor a susceptibilidade de ocorrer trincas de liquação [29].

Os aços ARBL e os aços temperados e revenidos de médio carbono são aços de características especiais, que envolvem etapas de refino do aço, apresentando baixos níveis de impurezas principalmente se aplicados na indústria de petróleo, devido aos requisitos específicos de controle de impurezas [3, 4, 5]. Estes aços são, portanto pouco susceptíveis ao trincamento à quente.

II.2.1.2 Trincas a Frio

Para ocorrer o trincamento a frio há a necessidade da conjunção dos seguintes fatores [30, 31]:

- presença de hidrogênio atômico que pode ser proveniente de produtos orgânicos como graxa e óleo, do tipo de revestimento do eletrodo, eletrodos úmidos; sendo o hidrogênio muito menos solúvel no metal no estado sólido que no estado líquido, o que favorece sua retenção;

- tensões elevadas, incluindo as geradas no resfriamento;
- microestrutura susceptível (martensita);
- baixa temperatura.

Existem várias formas de evitar as trincas de hidrogênio, e o parâmetro que melhor identifica a susceptibilidade a este tipo de trincamento é o carbono equivalente (CE), que é o somatório ponderal dos elementos que apresentam influência direta na temperabilidade do material. Uma fórmula utilizada para aços em geral é aquela desenvolvida pelo Instituto Internacional de Soldagem (IIW) [32]:

$$CE_{IIW} = \%C + \%Mn/6 + (\%Cu + \%Ni)/15 + (\%Cr + \%Mo + \%V)/5 \quad (2)$$

Segundo Cieslak [33] quando o CE for maior que 0,35% é recomendado o uso de pré aquecimento e pós aquecimento para minimizar o risco de trincamento à frio, embora algumas normas estabeleçam requisitos de pré-aquecimento apenas para maiores valores de CE ou para grandes espessuras, como a norma da PETROBRAS N-133 [34] que determina o valor limite de 0,41% para materiais com espessura superior a 20 mm, e somente 0,43% para espessuras menores.

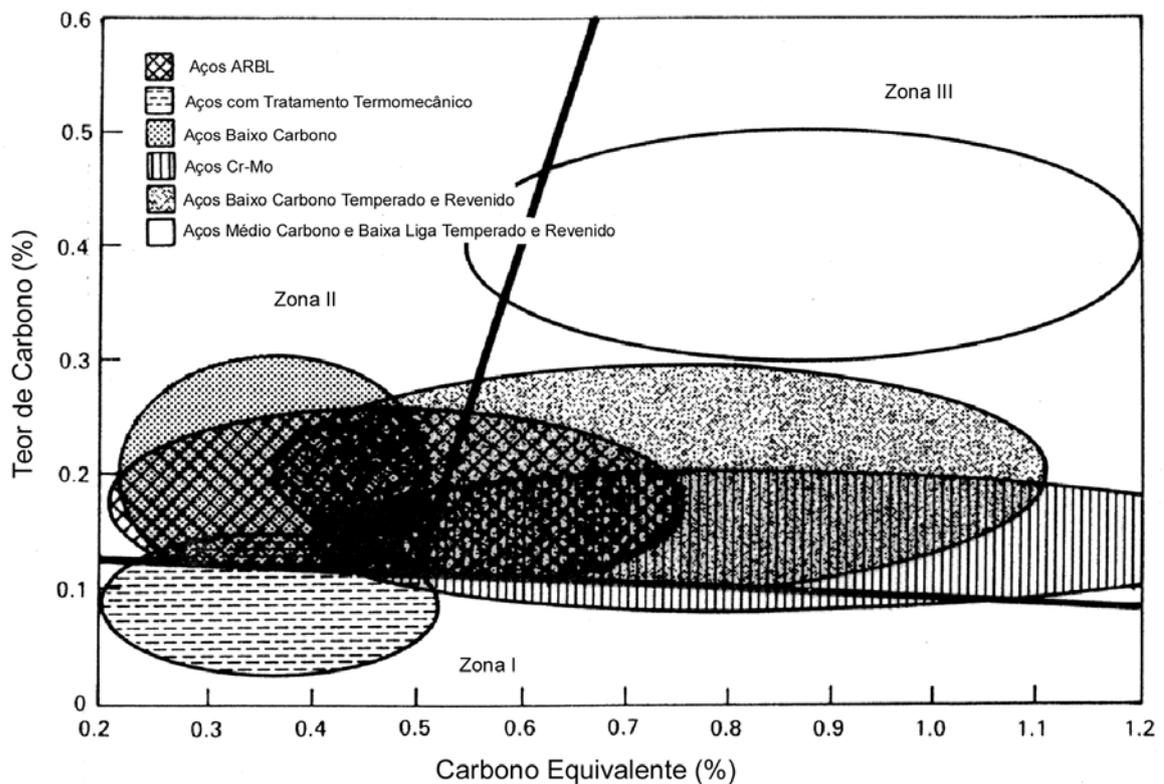
Uma forma rápida e aproximada para determinar a temperatura adequada de pré aquecimento é através da equação [29] :

$$T_0 = 200 \times CE \quad (3)$$

onde T_0 é a temperatura (°C) de pré aquecimento e CE é o carbono equivalente.

Como mencionado anteriormente os aços ARBL tipo API 5LX ou F40 apresentam baixo CE e baixo %C, sendo portanto pouco susceptíveis ao trincamento a frio. Os aços baixa liga temperados e revenidos de médio carbono, por outro lado, apresentam grande susceptibilidade, não somente porque seu CE é alto devido aos elementos de liga mas também porque a concentração de carbono é relativamente alta.

A susceptibilidade ao trincamento para diversos aços está ilustrada no diagrama de “GRAVILLE” [32] na figura II.3, com base na concentração de carbono e no parâmetro CE, onde se verifica que para materiais com baixo carbono, mesmo com alto CE, não existe a susceptibilidade ao trincamento como é o caso dos ARBL, mas para os aços de médio carbono temperados e revenidos o risco de trincamento é alto.



- zona I** – não é susceptível e não trinca
- zona II** – é um pouco susceptível e trinca se não tomar cuidado
- zona III** – é muito susceptível e trinca facilmente

Figura II.3 – Adaptação do diagrama de “GRAVILLE”, utilizado para avaliar a susceptibilidade ao trincamento a frio [32].

II.2.1.3. Trincas de Reaquecimento

Trincas de reaquecimento podem ocorrer em aços de baixa liga que contêm cromo, molibdênio, e às vezes vanádio e tungstênio. Estes materiais ao serem reaquecidos em temperaturas na ordem de 550–650°C, ou seja, na faixa de temperatura usual para a realização de TTAT (tratamento térmico de alívio de tensões), podem sofrer trincamento na ZTA em virtude desta região ter sido aquecida acima da temperatura de solubilização dos precipitados. Com o rápido resfriamento não há tempo para ocorrer a precipitação resultando em uma supersaturação destes elementos. Durante o reaquecimento, na soldagem multipasse ou em um tratamento térmico pós-soldagem, esta precipitação endurecedora pode estar acompanhada de uma movimentação de discordâncias (quando as tensões residuais tendem a relaxar) e os contornos acabam sofrendo trincamento [33].

A literatura não apresenta relatos de susceptibilidade à formação de trincas de reaquecimento para os aços estudados neste trabalho – ARBL e temperados e revenidos de médio carbono.

II.2.2 PROPRIEDADES DA JUNTA SOLDADA

Uma junta soldada corresponde ao material de base, zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS). Quanto mais propriedades especiais o metal de base apresentar, mais pode sofrer durante a soldagem pelas alterações impostas pelo calor na ZTA e, mais difícil se torna a seleção de um procedimento que assegure na junta soldada as características tão boas ou melhores que as do metal de base, principalmente no que diz respeito aos consumíveis.

II.2.2.1 Procedimento de Soldagem

Os aços estudados neste trabalho são aços de alta resistência, tensão limite de escoamento superior a 60 Ksi, obtida por refino microestrutural ferrítico (aços ARBL) ou por formação martensítica (aços temperados e revenidos de médio carbono), com requisitos de tenacidade e controle de dureza.

A determinação de uma EPS para este tipo de material envolve um correto **pré-aquecimento, controle de aporte de calor** e uso de **consumíveis de alta resistência**, superior a classe 80 Ksi (tensão limite de resistência). O uso de **tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT)** é sempre requerido no caso de **aços martensíticos de médio carbono**, para revenir a martensita formada na ZTA, e pode também ser requerido no caso de **aços ARBL** quando existe o requisito de controle de dureza ou quando espessuras muito grandes são soldadas, pois neste caso o tensionamento residual pode tornar o componente crítico.

II.2.2.1.1 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões - TTAT

As tensões residuais na soldagem são tensões internas cuja magnitude é de até na ordem da tensão limite de escoamento do material, podendo reduzir a vida em fadiga e acelerar processos corrosivos, além de facilitar o trincamento em regiões de baixa tenacidade (fragilizadas) [35].

O alívio de tensões é sempre recomendado para materiais de alto limite elástico, ou seja, com tensão limite de escoamento muito próxima da tensão limite de resistência; aços temperados e revenidos; aços com espessuras maiores que 12mm; juntas com grande rigidez; e juntas que serão submetidas a esforços cíclicos ou que tenham a possibilidade de sofrer processo de corrosão-sob-tensão [36]. É importante mencionar que a recomendação do TTAT considera as características do metal de base, mas sem dúvida existem condições na seleção de consumíveis que também influenciam na seleção do tratamento pós-soldagem.

De acordo com a AWS o tratamento térmico de alívio de tensões consiste no aquecimento do aço a temperaturas abaixo da zona crítica, com o objetivo de aliviar as tensões oriundas de trabalho mecânico, soldagem, corte, usinagem ou processo de solidificação da liga, e Fortes [37] menciona que o tratamento térmico de alívio de tensões, tipicamente realizado a temperatura entre 550 – 650°C por uma hora para cada 25 mm de espessura, não modifica a microestrutura e as propriedades mecânicas do metal de base e do metal de solda, embora esta não seja uma afirmativa válida para qualquer tipo de material.

Além das características mecânicas de relaxamento das tensões residuais podem existir efeitos metalúrgicos impostos pelo TTAT. Estes efeitos podem afetar as propriedades da junta soldada, dependendo dos parâmetros de soldagem adotados (principalmente aporte e pré-aquecimento), da composição do metal de solda (tipo de consumível), das estruturas formadas na zona termicamente afetada e até mesmo do processamento metalúrgico do metal de base.

Assim soldas com estrutura martensítica na zona termicamente afetada sofrem redução de dureza durante o TTAT, que também atua como um revenimento; metais de solda sofrem precipitações ou decomposições dependendo dos elementos de liga dos consumíveis (por exemplo, consumíveis a base de Cr e Mo retêm dureza no TTAT), e metais de base com processamento final em baixa temperatura (por exemplo, aços com tratamento termomecânico ou de alta resistência revenidos em baixa temperatura) podem perder suas propriedades de resistência no TTAT [6].

A decisão de realizar ou não tratamento térmico de alívio de tensões muitas vezes tem como base o código de projeto do equipamento, como o ASME, por exemplo, que define a necessidade em relação a espessura, composição química, propriedades e condições na qual a soldagem foi realizada [38].

Especificamente no caso de aços API 5L em “pipelines” a questão do tensionamento residual não é muito bem tratada, pois apesar do grau X80 apresentar LE/LR na ordem de 0,9, este material é de baixo carbono e baixo CE, com alta tenacidade, o que torna desnecessário o TTAT, porém esta questão pode vir a se tornar crítica com os graus crescentes que aparecem no mercado, como X90 a X120, pois para aços ferríticos o aumento da tensão limite de escoamento vem acompanhado do aumento da relação entre a tensão limite de escoamento e a tensão limite de resistência (LE/LR) chegando a até 0,99 [11]. Para estes novos aços, de alta resistência com alto limite elástico, a soldagem pode exigir um procedimento com cuidados especiais, entre eles um requisito de TTAT, por exemplo, pois o tensionamento residual em um nível tão elevado pode aumentar a possibilidade de falha frágil do componente soldado.

II.2.2.1.2 Seleção do Consumível

De acordo com Chen [32] a seleção de um consumível adequado a uma EPS é realizada com base nas propriedades requeridas para a junta soldada, basicamente tensão limite de resistência. Isto significa que a seleção do consumível não considera especificamente a combinação entre composições do metal de base e solda, e sim a combinação entre a resistência requerida ao metal de base e aquela fornecida pelo consumível.

É importante frisar que a classificação dos metais de base costuma ser baseada na **tensão limite de escoamento**, por exemplo, um API 5L X70 tem 70 Ksi de tensão limite de escoamento, enquanto a classificação dos consumíveis pela norma usualmente utilizada no Brasil, a AWS [5], é baseada na **tensão limite de resistência**. Um exemplo é o consumível AWS E 7018 que apresenta tensão limite de resistência de 70Ksi. Isto significa que um X70 não deve ser soldado com um AWS E 7018, pois a solda seria menos resistente à tração que o metal base.

Em uma junta entre materiais de diferentes propriedades, como exemplo um aço baixa liga tipo AISI 8630 (classe 85Ksi) a ser soldado em um tubo API 5L X70, a seleção do consumível e os parâmetros de soldagem devem compatibilizar os materiais em termos de soldabilidade. A recomendação na seleção do consumível é seguir o aço de menor nível de resistência mecânica, embora em termos de cuidados no pré-aquecimento e tratamento térmico de alívio de tensões a seleção segue o de maior resistência, pois é o mais susceptível ao trincamento a frio e à formação de estruturas endurecidas.

No caso específico da soldagem pelo processo SMAW, existem no mercado diversos tipos de consumíveis, aplicáveis para diferentes materiais e que produzem soldas com características distintas [12].

No Brasil é utilizada com freqüência a classificação AWS A5.5 para a aquisição de consumíveis de aço baixa liga e, a tabela II.1 apresenta as principais famílias de composição química, classe de propriedades e temperaturas recomendadas para tratamento térmico de alívio de tensões.

Pode-se constatar que dependendo da família de elementos de liga são requeridas diferentes temperaturas de patamar de TTAT, independente da classe de resistência do consumível e muitas vezes independente da própria quantidade de elementos de liga dentro da mesma família.

Além da classe de resistência existe um outro fator determinante na seleção dos consumíveis que é a temperatura de projeto e/ou de operação do equipamento, pois o trabalho em baixa temperatura requer o uso de consumíveis com boa tenacidade. De acordo com norma AWA A 5.5 há requisitos de ensaios de impacto na temperatura de -20°C a -100°C . Algumas propriedades de consumíveis adotados neste trabalho estão apresentadas nas tabelas II.2 e II.3.

Tabela II.1 – Códigos de composição química, classe de tensão limite de resistência (em Ksi) e temperatura de TTAT para eletrodos de diferentes famílias [8].

Código	Classe	Elementos de Liga	Família	TTAT
A1	70	0,40 – 0,65 %Mo	carbono-molibdênio	620°C ± 14
B1	80	0,40 – 0,65 %Cr e Mo	cromo-molibdênio	690°C ± 14
B2	80	1,00 – 1,50 %Cr e 0,40 – 0,65 % Mo		
B3	90	2,00 – 2,50 %Cr e 0,90 – 1,20 %Mo		
B5	80	0,40 – 0,60 %Cr; 1,00-1,25 %Mo e 0,05 % V máx.		
B6	80	4,00 – 6,00 %Cr e 0,45 – 0,65 %Mo		
B7	80	6,00 – 8,00 %Cr e 0,45 – 0,65 %Mo	cromo-molibdênio	740°C ± 14
B8	80	8,00 – 10,50 %Cr e 0,85 – 1,20 %Mo		
B9	90	8,00 – 10,50 %Cr, 0,85 – 1,20 %Mo, 0,15 – 0,30 %V e 0,02 – 0,10 % Nb		
C1	80	2,00 – 2,75 %Ni	níquel	605°C ± 14
C2	80	3,00 – 3,75 %Ni		
C3	80	0,80 – 1,10 %Ni, 0,40 e 0,05 %V máx.		não requerido
C4	80	1,00 – 2,00 %Ni		
D1	80	0,25 – 1,75 %Mn e 0,25 – 0,45 %Mo	manganês-molibdênio	620°C ± 14
	90			
D2	80	1,65 – 2,00 %Mn e 0,25 – 0,45 %Mo		
	100			
D3	80	1,00 – 1,80 %Mn e 0,40 – 0,65 %Mo		
	90			

Tabela II.2 – Requisitos de composição química para metais de solda [8].

material	Composição química (% em peso)									
	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	V
E8018-B2	0,05 a 0,12	0,90 máx.	0,03 máx.	0,03 máx.	0,80 máx.	1,00 a 1,50	-	0,40 a 0,65	-	-
E8018-C1	0,12 máx.	1,25 máx.	0,03 máx.	0,03 máx.	0,80 máx.	-	2,00 a 2,75	-	-	-
E10018-D2	0,15 máx	1,65 a 2,00	0,03 máx.	0,03 máx.	0,80 máx.	-	0,90 máx.	0,25 a 0,45	-	-

Tabela II.3 – Requisitos de propriedades mecânicas para metais de solda [8].

material	Propriedades mecânicas		
	Tensão limite de escoamento (MPa)	Tensão limite de resistência (MPa)	Charpy V
E8018-B2	460 mín.	550 mín.	Sem requisitos
E8018-C1	460 mín.	550 mín.	27 J (-59°C)
E10018-D2	600 mín	690 mín	27 J (-51°C)

As propriedades da solda dependem basicamente da microestrutura formada e esta depende da **composição química do metal de solda** e dos **ciclos térmicos impostos durante a soldagem**, basicamente determinados pela temperatura de pré-aquecimento e aporte de calor, além dos efeitos posteriores do **tratamento térmico de alívio de tensões**, quando aplicável.

Quanto à composição química do metal de solda deve-se considerar a diluição do metal de base como um fator importante, pois esta se incorpora à solda juntamente com a composição do metal de adição (ou consumível). Quanto maior for o aporte de calor existe maior tendência a fundir material de base e aumentar seu efeito na composição química da solda. Segundo Mee e Nessn [39], técnicas de soldagem que resultam em aporte térmico alto podem comprometer as propriedades de tenacidade após tratamento térmico de alívio de tensões, devido principalmente, à possibilidade de incorporação de elementos como o Nb e o V presentes em chapas de uso naval e “*offshore*”, por exemplo.

A soldagem na posição vertical ascendente, com menor velocidade, tende a produzir cordões de solda mais largos, assim como o uso de maiores bitolas, o que de acordo como Evans [40] pode modificar completamente a estrutura devido à extensão dos aquecimentos e reaquecimentos. Além do aporte de calor a temperatura de pré-aquecimento e a temperatura interpasse também têm efeito predominante na velocidade de resfriamento da solda, afetando diretamente a microestrutura [41,42].

Existem diferentes terminologias para descrever a microestrutura da solda e ainda na década de 80 a Sub-comissão IXJ do IIW [43] desenvolveu um esquema para a classificação, através de microscopia ótica, dos microconstituintes de metal de solda ferrítico, especialmente adequado para aços C-Mn mas que pode ser mais difícil de ser aplicado a estruturas formadas com outras famílias de elementos liga.

De fato, as transformações que acontecem no metal de solda não são facilmente compreendidas e identificáveis, pois os elementos de liga podem modificar tanto a cinética como a termodinâmica de formação dos constituintes, além de serem muitas famílias de elementos de liga diferentes pode haver morfologias nem sempre resolvíveis por microscopia ótica.

Mas, de forma simplificada, pode-se tratar o metal de solda de um aço baixa liga como um produto da decomposição da austenita em diferentes temperaturas de formação [44 - 48], o que por sua vez é influenciado pela composição química e ciclos térmicos, e pode-se apresentar a seqüência básica de formação dos constituintes como:

Ferrita Proeutetóide ou Ferrita Primária – é o primeiro constituinte a se formar a partir do contorno do grão da austenita durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Este tipo de ferrita cresce de forma alongada ou granular ao longo dos contornos de grão da austenita [48] e normalmente sua presença está relacionada com uma relativamente baixa velocidade de resfriamento e/ou ausência de elementos de liga.

Constituintes Lamelares – formados a partir dos contornos, em mais baixas temperaturas de transformação, estes constituintes lamelares estão relacionados a soldas com teores de oxigênio muito baixo ou quando o teor de elementos de liga é elevado. Apresentam elevada densidade de discordâncias e carbonetos ou A-M (austenita / martensita).

Ferrita Acicular – sua formação ocorre em temperaturas ainda mais baixas, no interior dos grãos austeníticos, apresentando ângulo de inclinação entre os grãos adjacentes sempre maior que 20°. De acordo com Farrar [49] a ferrita acicular apresenta granulometria extremamente refinada, com tamanho de grão entre 0,1 e 3 μ m; e Tulliani e Watson [apud 49] mostraram que existe pequena quantidade de carbono em solução, o que favorece a tenacidade em metais de solda e este

conceito é bastante difundido [50, 51, 52], embora a formação em baixa temperatura possa favorecer a presença do microconstituente A-M, conhecido por reduzir a tenacidade da solda [53].

Microconstituente A-M – durante o resfriamento contínuo da austenita, existem regiões não transformadas que podem enriquecer de carbono e favorecer a formação martensítica ou retenção da austenita, criando o que se chama de microfase. De acordo com Abson [apud 54] uma trinca de clivagem pode se iniciar na interface de uma partícula dura (constituente A-M, com alto limite de escoamento) e uma matriz macia (ferrita primária, com baixo limite escoamento) devido às altas tensões desenvolvidas durante as transformações de fases na interface ferrita / microfases, sendo por isso que as microfases favoreceriam uma redução da tenacidade na solda.

Para reduzir a quantidade de constituinte A-M seria importante reduzir o teor dos elementos de liga que tendem a formá-lo. O constituinte A-M é formado mais facilmente pela adição de boro, nitrogênio, carbono e elementos formadores de carbonetos tais como molibdênio, nióbio e vanádio, porque estes elementos retardam a difusão do carbono durante a transformação da austenita em ferrita e, portanto, a decomposição da austenita. Além disso, a segregação de elementos durante a solidificação, como o manganês, níquel, fósforo e enxofre, e durante a transformação da austenita em ferrita, por elementos tais como carbono, nitrogênio e boro, favorece a presença do constituinte A-M. O efeito do manganês na formação do constituinte A-M é menos significativo que o efeito dos outros elementos [55].

Paranhos [48] ressaltou que um fator importante na relação entre a microestrutura e a tenacidade do metal de solda é a distribuição e a morfologia do microconstituente A-M; tendo efeito decisivo sobre a resistência ao impacto da solda, principalmente quando apresenta morfologia angular e se concentra nos contornos

de grão da austenita prévia, favorecendo posições preferenciais para a iniciação e propagação de fratura por clivagem. Portanto, o excesso no teor de elementos de liga como Cr, Mn, Mo ou Ni em uma microestrutura com predominância ferrítica acicular poderá promover a perda de tenacidade sem ter um acréscimo de resistência significativo.

Além dos constituintes apresentados anteriormente pode existir ainda a formação de placas de martensita ou de bainita, não previsto no esquema de classificação do IIW, principalmente em metal de solda com grande quantidade de elementos de liga.

Os elementos de liga influenciam diretamente na microestrutura por diversos efeitos como tipo de estrutura de solidificação, controle da granulometria austenítica, aumento de temperabilidade e endurecimento por solução sólida; e com isso é esperado um grande efeito nas propriedades de resistência e tenacidade.

De acordo com Zhang [41] a adição de elementos de liga que promovam até 2,5% de níquel equivalente em metal de solda C-Mn não modifica as estruturas de solidificação, porém para teores na ordem de 5,5% o grão colunar cresce drasticamente e esta variação do grão colunar da austenita prévia influencia diretamente na cinética da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ e nas propriedades mecânicas da solda.

Trabalhos apresentados por Jorge [56 e 57] investigaram a influência de cromo sobre a relação entre microestrutura e tenacidade de metais de solda C-Mn com resultados que revelam baixa tenacidade para maiores valores de cromo.

Os constituintes de metal de solda se transformam em baixa temperatura devido à estrutura grosseira da solda, com grãos colunares austeníticos de grandes dimensões e alta temperabilidade, no último passe onde a estrutura de solidificação não foi destruída por reaquecimentos. Esta região é conhecida como região de grãos colunares (RC). No entanto quando existe na soldagem multipasse, um reaquecimento em temperatura austenítica, ocorre um refino da estrutura colunar e os microconstituintes já não são tão facilmente identificáveis e classificáveis por microscopia ótica. As regiões reaquecidas (RR) sofrem recristalização e as em geral apresentam diferentes comportamentos em relação à RC [40, 48].

Na soldagem multipasse a superposição dos cordões de solda promove tratamentos térmicos nos passes subsequentes; nos quais ocorrem fenômenos térmicos semelhantes aos encontrados na ZTA (Zona Termicamente Afetada). Diversos trabalhos [46, 47, 48] relatam que a tenacidade da região reaquecida é superior à da região colunar, e que se pode relacionar diretamente a quantidade de RR com maiores valores de tenacidade.

Um estudo apresentado por Jorge [56] em aços com cromo indicou o percentual de região reaquecida como um fator que controla a tenacidade, neste caso quanto maior a quantidade de regiões reaquecidas melhor a tenacidade. Mas este efeito não pode ser generalizado. De acordo com Ramirez [47] metais de solda que apresentam CE entre 0,26% e 0,39% apresentam microestrutura predominantemente ferrítica, com decréscimo de ferrita no contorno de grão (proeutetoíde) e acréscimo de ferrita acicular e constituintes lamelares se transformam em ferrita equiaxial na região reaquecida. As regiões reaquecidas, com teor de carbono de 0,1% a 0,15%, apresentam ainda alta fração volumétrica de segundas fases precipitadas que podem ser perlita e/ou agregados de ferrita + carbonetos, nem sempre associados a boa tenacidade.

No que diz respeito aos efeitos dos tratamentos térmicos pós-soldagem, ou TTAT, nas propriedades da junta soldada e do metal de solda, existem trabalhos com resultados contraditórios. Bergquist [58] realizou uma avaliação metalúrgica em metais de soldas do tipo AWS E 9018-B3 (Cr-Mo), submetidos a diferentes ciclos de TTAT com temperaturas entre 630 e 690°C por tempos que variaram de 1 hora até 48 horas, e verificou uma redução da temperatura de transição Charpy V de +10°C para -52°C, ou seja um efeito benéfico na tenacidade, enquanto Evans [59] verificou queda na tenacidade no metal de solda com 0,5% Mo quando submetido a TTAT a 580 °C.

Otmani [60] avaliou juntas soldadas de X70 utilizando consumíveis C-Mn e Mn – Ni, submetidos a diferentes ciclos de TTAT com temperaturas entre 550° C e 670°C e verificou uma queda na tensão limite de resistência da junta e queda na tenacidade na ZTA, a partir do TTAT a 610 °C. Estas quedas foram justificadas pela precipitação de Nb e Ti. As figuras II.4 e II.5 reproduzem os resultados obtidos dos ensaios de tração e Charpy realizados na ZTA e os ensaios de tração da junta soldada.

De acordo com Surian [51] a adição de até 0,25 % de Mo, em consumíveis E10018-M, que apresentam teor de Mn entre 0,25 a 1,5 %, pode aumentar a tenacidade do metal de solda após a realização de TTAT, em virtude de soldas com Mo apresentarem elevado percentual de ferrita acicular [52], o que favoreceria a tenacidade mesmo após o TTAT. De acordo com Farrar [45] a maior função do Mo é justamente impedir a formação da ferrita poligonal e com isso favorecer a formação de estrutura bainítica. Autores como Yoshino [apud 45] também afirmam que teores de até 0,5% Mo aumentam a quantidade de ferrita acicular na solda.

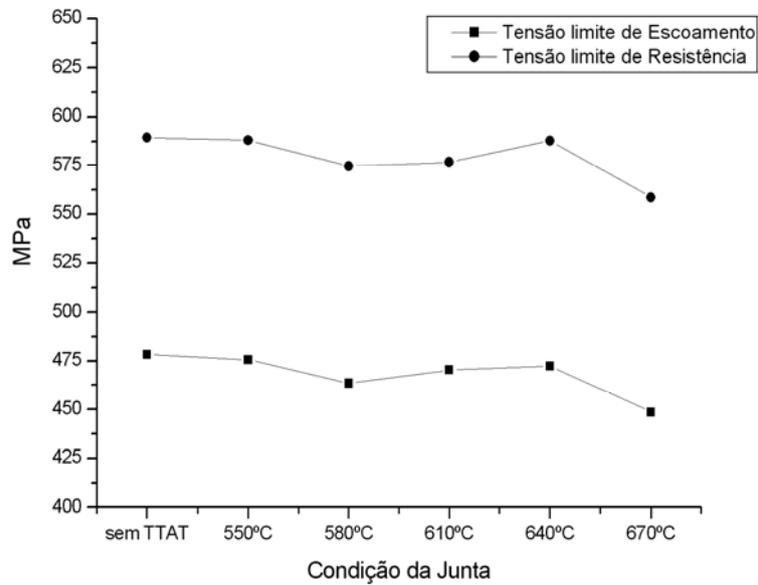


Figura II.4 – Adaptação dos resultados das propriedades mecânicas em tração de juntas soldadas aço API X70, submetidos a diferentes temperaturas de TTAT [60].

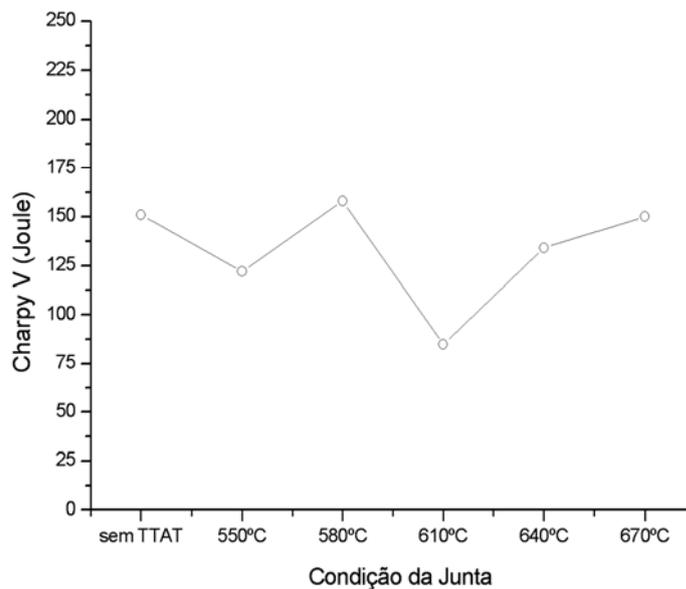


Figura II.5 - Adaptação dos resultados da energia absorvida obtidas em ensaios Charpy a -20 °C, localizados na ZTA de juntas soldadas aço API X70, submetidos a diferentes temperaturas de TTAT [60].

CAPÍTULO III

MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 – MATERIAIS

Neste trabalho foram estudadas soldas de estruturas e equipamentos pressurizados, de aço baixa liga, provenientes de juntas de qualificação, soldadas pelo processo eletrodo revestido (SMAW), com espessuras variando de 25 mm a 80 mm, cujas EPSs (especificações de procedimento de soldagem) foram qualificadas conforme o código ASME IX.

As três juntas soldadas originais (juntas fornecidas pelas indústrias de petróleo, já qualificadas), foram identificadas como **junta Ni**, **junta Cr-Mo** e **junta Mn-Mo**, tabela III.1, em função do consumível selecionado pela EPS. Estas juntas foram submetidas, durante o procedimento de soldagem original, ao um ciclo de TTAT selecionado conforme o material de base. As temperaturas de temperatura de patamar também estão apresentadas na tabela III.1.

Os materiais de base correspondem a aços tipo ARBL, de granulometria refinada tipo DNV F40, API5L X65 e API 5L X70; ou baixa liga temperado e revenido de médio carbono tipo AISI 8630; com tensão limite de escoamento mínima na ordem 60Ksi (414MPa) e os consumíveis adotados são de resistência mais alta que a do metal de base, das famílias AWS A 5.5 [8] **B** (Cr-Mo), **C** (Ni-Mn) e **D** (Mn-Mo).

Tabela III.1 – Materiais e consumíveis das juntas de topo originais.

Junta	Metal de base 1	Metal de Base 2	Consumível	TTAT adotado	Aplicação
Ni	DNV F40	DNV F40	E8018-C1	600°C	Estrutural
Cr-Mo	API 5L X65	API 5L X65	E8018-B2	580°C	Condução de óleo e / ou gás
Mn-Mo	API 5L X70	AISI 8630 amanteigado com 80SD2*	E10018-D2	580°C	Componentes submarinos

* - O amanteigamento é realizado no aço baixa liga 8630 para que este possa ser unido a um X70 e realizado um TTAT de baixa temperatura, visto que o aço AISI 8630 soldado requer TTAT na temperatura mínima de 640°C.

A tabela III.2 apresenta a temperatura de patamar do TTAT adotado na EPS para cada junta, soldada juntamente com o requisito de tenacidade exigido pela EPS para o equipamento soldado; comparativamente ao TTAT nas temperaturas recomendadas pela AWS A5.5 para as diferentes famílias de consumível, e os requisitos de tenacidade especificados para a solda segundo a AWS.

Tabela III.2 – Temperaturas de patamar utilizadas nas juntas soldadas e ciclos recomendados pela AWS considerando as famílias de consumíveis.

Junta	TTAT original EPS	requisito da EPS para a junta	consumível	TTAT recomendado pela AWS	requisito da AWS para o metal de solda
Ni	600°C	37J a -60° C	E8018-C1	605° C ± 14	27J a -59° C
Cr-Mo	580°C	20 J a -18° C	E8018-B2	690° C ± 14	sem requisito
Mn-Mo	580°C	27J a -46° C	E10018-D2	620° C ± 14	27J a -51° C

Como se pode observar o TTAT adotado pela EPS, com base nos requisitos exigidos pelo equipamento ou estrutura soldados, nem sempre corresponde ao TTAT recomendado pela norma do consumível, determinado com base nos requisitos exigidos, ou não, para o metal de solda depositado. Constata-se também que as temperaturas recomendadas para alívio são bem diferentes em função do tipo de elemento de liga utilizado para garantir a mais alta resistência do metal de solda.

No caso da junta Ni o tratamento adotado na EPS seguiu a recomendação da AWS para o consumível, mas para as juntas soldadas Cr-Mo e Mn-Mo os tratamentos não estão de acordo com o recomendado para o consumível. Este trabalho procurou avaliar a influência, nas características da junta soldada como um todo e na tenacidade do metal de solda, da aplicação de um ciclo adicional de TTAT em temperaturas superiores às adotadas na qualificação, variando de 620°C a 720°C.

III.1.1 – MATERIAIS DE BASE

III.1.1.1- Aço DNV F 40 da Junta Ni

O material de base da **Junta Ni** é um aço laminado com resfriamento acelerado, do tipo **DNV F 40**, classificação conforme a norma da sociedade classificadora DNV OS B101 [5]. Este aço tem estrutura ferrítica refinada, com agregados de ferrita + carbonetos, como se pode observar na figura III.1, e apresenta tensão limite de escoamento mínima de 57Ksi (390MPa).

A junta soldada tem requisitos para tensão limite de resistência mínima de 95ksi (650MPa), e de energia Charpy V de 37J a - 60°C.

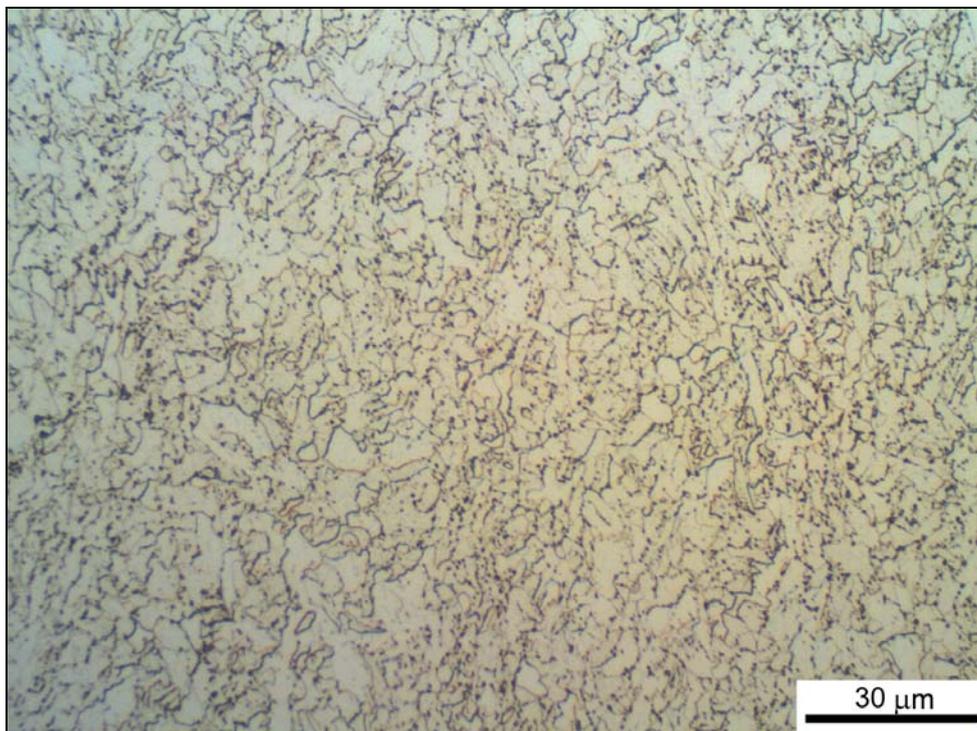


Figura III.1 – Aspecto microestrutural do metal de base DNV F40 da **Junta Ni**.

Aço ferrítico de granulometria refinada. Nital 2%. Microscopia ótica.

III.1.1.2- Aço API 5L X65 da Junta Cr-Mo

O material de base da **Junta Cr-Mo** é um aço C-Mn-V, laminado a quente e tratado termicamente para refino de grão, do tipo API 5L grau X65 [3]. Este aço apresenta estrutura ferrítica de granulometria refinada, figura III.2, com tensão limite de escoamento mínimo de 65Ksi (446MPa).

A junta soldada tem requisitos para tensão limite de resistência mínima de 77Ksi (531MPa), e de energia Charpy V de 20J a -18°C.

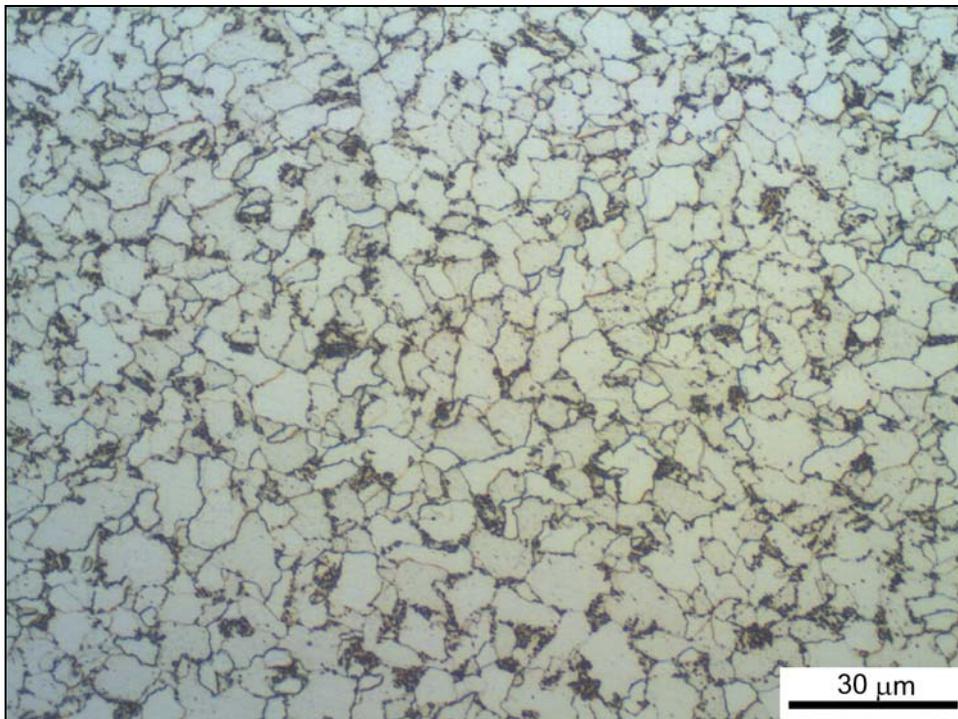


Figura III.2 – Aspecto microestrutural do metal de base (API 5L X65) da **Junta Cr-Mo**. Aço ferrítico de granulometria refinada. Nital 2%. Microscopia ótica.

III.1.1.3- Aços API 5L X 70 e AISI 8630 Amanteigado da Junta Mn-Mo

A **Junta Mn-Mo** é constituída de produtos tubulares confeccionados a partir de aço API 5L grau X70 (aço C-Mn-Nb-V) com tensão limite de escoamento mínima de 70Ksi (480MPa) e tensão limite de resistência mínima de 82Ksi (565 MPa) e forjado do tipo AISI 8630 temperado e revenido para tensão limite de escoamento mínima de 75ksi (515MPa) e amanteigado com AWS ER80SD2 (tensão limite de resistência de 80Ksi). É importante destacar que após o amanteigamento e antes da soldagem com o tubo API 5L X70 o forjado de AISI 8630 foi tratado termicamente na temperatura de 640 °C. As características metalúrgicas da solda de amanteigamento não foram especificamente estudadas neste trabalho.

A figura III.3 apresenta o aspecto metalográfico do aço API 5L X70 onde se observa microestrutura ferrítico perlítica refinada com textura, tipicamente observada nestes metais de base que foram submetidos a processo de laminação controlada.

A figura III.4 apresenta o aspecto microestrutural do metal de base AISI 8630, onde se observa microestrutura martensítica e, a estrutura ferrítica do amanteigamento está ilustrada na figura III.5.

A junta soldada apresenta requisito de tensão limite de resistência mínima de 82Ksi (565MPa) que corresponde à resistência do metal de base menos resistente e energia Charpy V mínima de 27 J a -46°C.

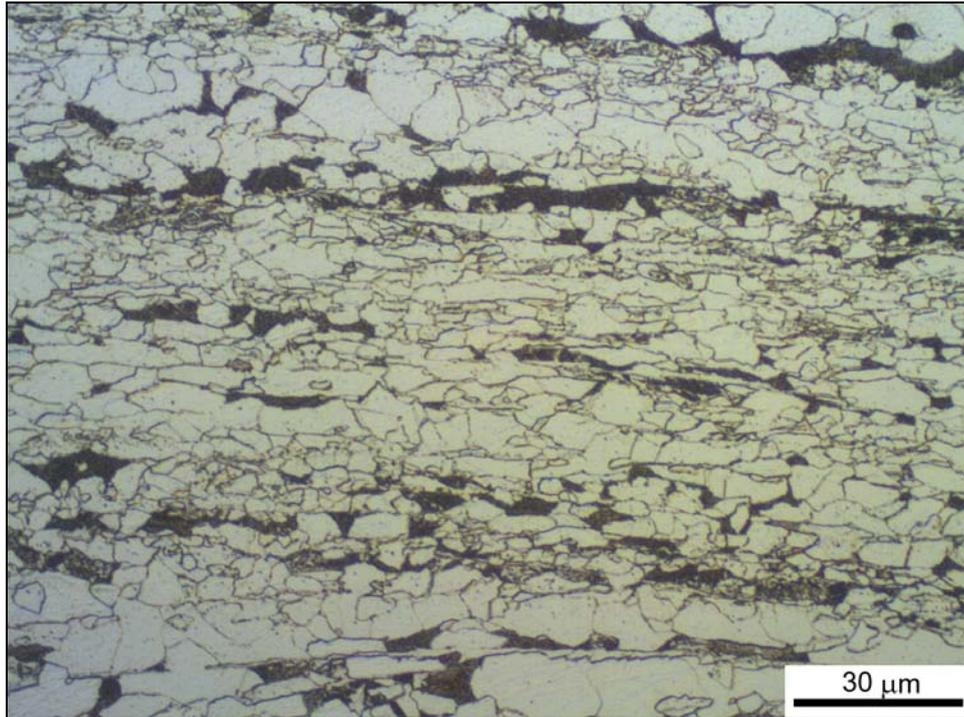


Figura III.3 – Aspecto microestrutural do metal de base API 5L X70 da **Junta Mn-Mo**.

Aço ferrítico de granulometria refinada com textura. Nital 2%. Microscopia ótica.

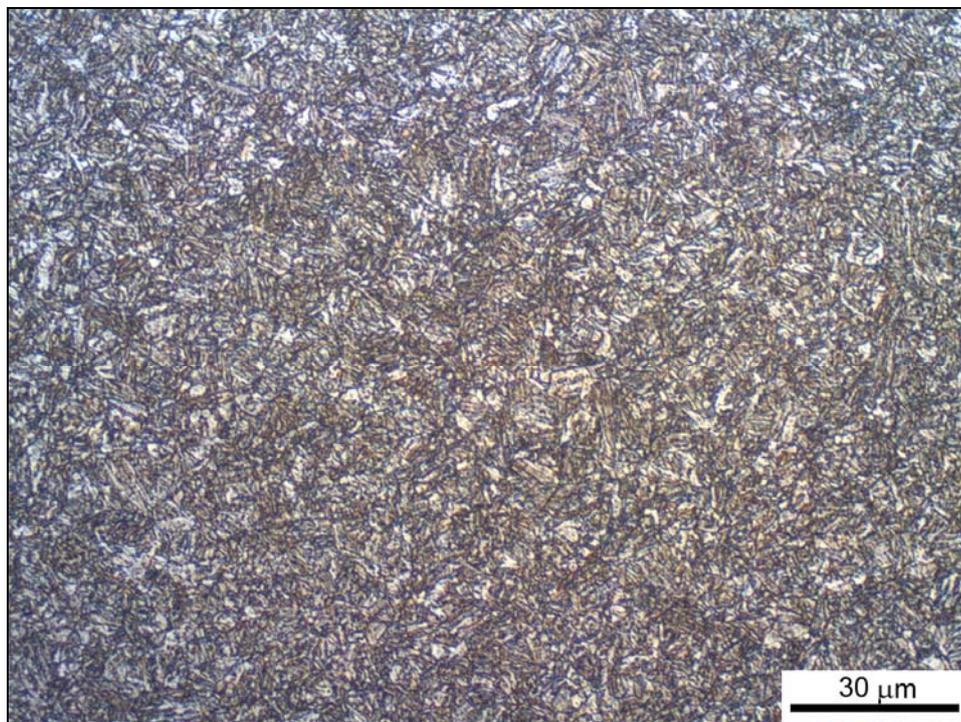


Figura III.4 – Aspecto microestrutural do metal de base AISI 8630 da **Junta Mn-Mo**.

Aço martensítico. Nital 2%. Microscopia ótica.

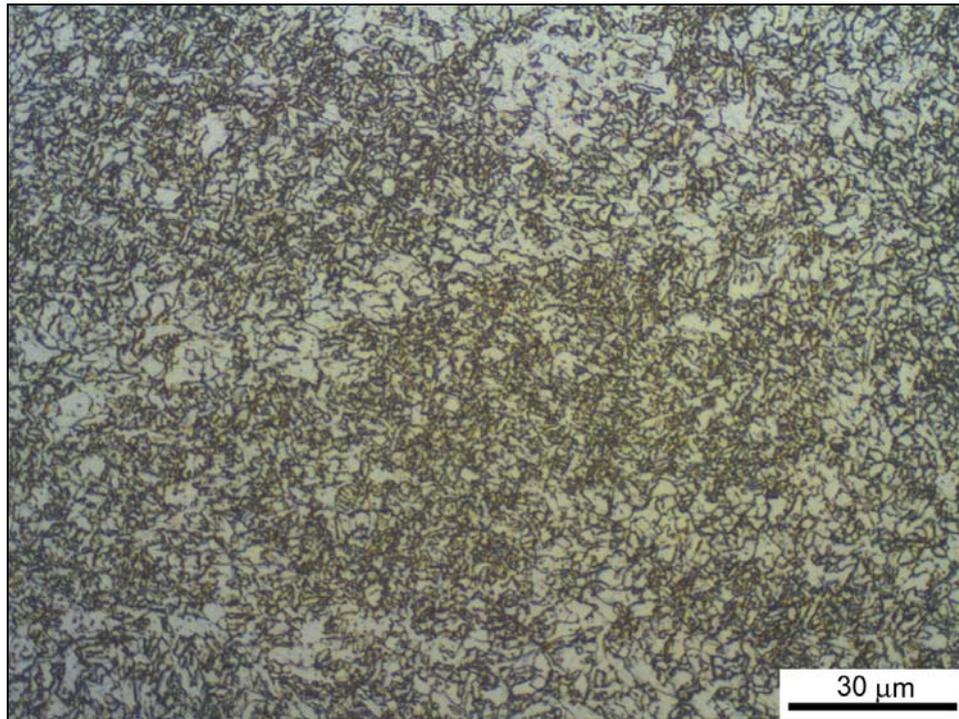


Figura III.5 – Aspecto microestrutural do **amanteigamento** do metal de base AISI 8630 da **Junta Mn-Mo**. Aço ferrítico. Nital 2%. Microscopia ótica.

III.1.1.4 – Composição Química dos Materiais

A tabela III.3 apresenta as composições químicas, especificadas e analisadas por espectroscopia de emissão ótica, para os materiais de base das três juntas analisadas. É importante considerar que a composição química do metal de base pode afetar a composição química da solda por efeito de diluição. No caso do aço 8630, como este recebe um amanteigamento no chanfro com consumível de aço baixa liga, o efeito da diluição não é com o aço AISI 8630 e sim com a solda 80SD2.

Tabela III.3 – Composição química especificada dos materiais de base das juntas e a composição obtida para os diferentes materiais por espectroscopia de emissão ótica.

material		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	V
F40	DNV OS B101	0,16 máx.	0,9 – 1,6	0,025 máx.	0,025 máx.	0,10 – 0,50	0,20 máx.	0,80 máx.	0,08 máx.	0,02 – 0,05	0,05 – 0,10
	chapa	0,06	1,55	0,013	0,005	0,28	0,05	0,40	0,03	0,020	0,01
X65	API 5L X65	0,24 máx.	1,40 máx **	0,025 máx.	0,015 máx.	-	-	-	-	0,15 máx.	
	tubo	0,08	1,51	0,008	0,003	0,25	0,05	0,05	0,03	0,03	0,009
X 70	API 5L X70	0,24 máx.	1,40 máx ***	0,025 máx.	0,015 máx.	-	-	-	-	0,15 máx.	
	tubo	0,15	1,70	0,022	0,008	0,21	0,02	0,02	0,008	0,08	0,03
8630	AISI 8630*	0,28 – 0,33	0,70 – 0,90	0,035 máx.	0,040 máx.	0,15 – 0,35	0,90 – 1,10	0,40 – 0,65	0,20 – 0,35	-	-
	Forjado	0,32	0,97	0,005	0,004	0,29	0,97	0,62	0,38	0,003	0,022
	AWS ER 80SD2	0,07 – 0,12	1,60 – 2,10	0,025 máx.	0,025 máx.	0,50 – 0,80	-	0,15 máx.	0,40 – 0,60	-	-
	região aman-teigada	0,10	1,79	0,016	0,012	0,61	0,10	0,12	0,47	-	0,004

* - AISI 8630 modificado.

** - para cada redução de 0,01 % de C em relação ao máximo estabelecido pode ser acrescido 0,05% de Mn em relação ao valor máximo especificado, contudo não devendo exceder a 1,65%.

*** - para cada redução de 0,01 % de C em relação ao máximo estabelecido pode ser acrescido 0,05% de Mn em relação ao valor máximo especificado, contudo não devendo exceder a 2,00%.

III.1.2 – JUNTAS SOLDADAS

As juntas de topo analisadas neste trabalho correspondem a juntas de qualificação da EPS ou juntas de produção de estruturas e equipamentos, com requisitos de tenacidade (que exigem controle de aporte de calor), cujas condições de soldagem estão apresentadas na tabela III.4. Apesar dos materiais de base apresentarem diferentes espessuras, todas as juntas se enquadram em regime de troca de calor tridimensional cuja base de cálculo está apresentada a seguir, e tanto o aporte como a temperatura de pré-aquecimento adotados foram relativamente similares, o que permite a comparação entre as soldas.

O regime de troca de calor tridimensional é obtido quando a espessura é relativamente grande a ponto de criar um gradiente de temperatura na espessura. A troca de calor é considerada tridimensional quando o valor de τ é igual ou maior que 0,9, sendo:

$$\tau = e \cdot [\rho c(T_c - T_0) / H]^{1/2} \quad (4)$$

$\tau \geq 0,9$ o regime de troca térmica é considerado como tridimensional (chapas grossas).

e = espessura

ρc = calor específico volumétrico

T_0 = temperatura inicial da peça

T_c = temperatura de interesse

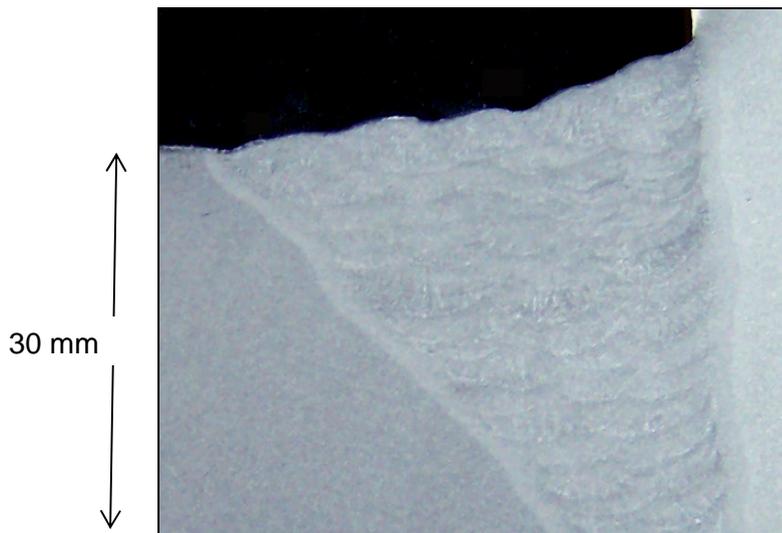
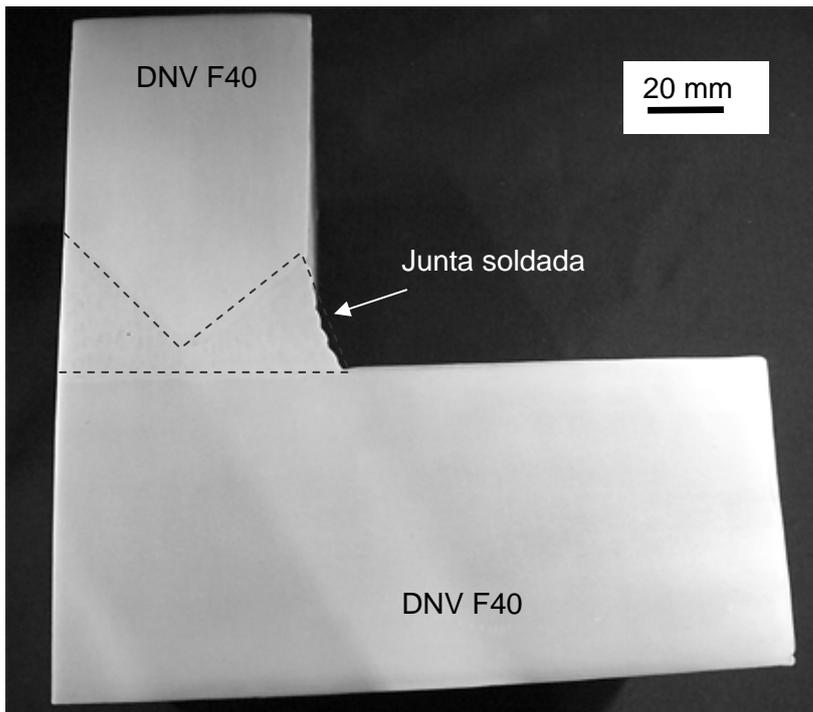
H = aporte

Para a avaliação do regime de troca de calor foram utilizados os valores específicos de cada EPS quanto à espessura, aporte de calor e temperatura de pré-aquecimento (T_0); T_c igual a 700°C, conforme usualmente utilizado para aços baixa liga [61], e ρc igual a 0,004946 J/mm³.

Tabela III.4 – Parâmetros de soldagem utilizados nas três juntas.

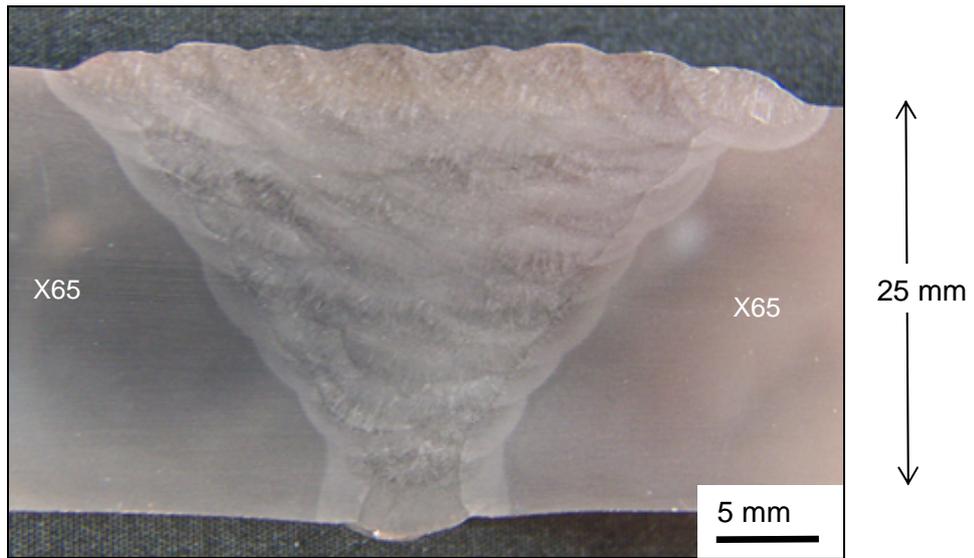
Condições de Soldagem		Junta Ni	Junta Cr-Mo	Junta Mn-Mo
Metal de Base 1		F 40	X65	X70
Metal de Base 2		F 40	X65	8630 amanteigado
Consumível AWS A5.5		E8018-C1	E8018-B2	E10018-D2
Espessura do material de base		51 a 80 mm	25 mm	25 mm
Troca de calor		tridimensional	tridimensional	tridimensional
τ		2,3	1,1	1,1
Aporte de Calor		0,8 – 1,5 KJ / mm	0,9 – 1,3 KJ / mm	0,8 – 1,6 KJ / mm
Posição de soldagem		1G, 2G e 4G	6G	6G
Bitola do eletrodo		3,2 mm	3,2 mm	3,2 mm
Pré-aquecimento		100°C	150°C	150°C
Interpasse		150°C	250°C	250°C
TTAT	Temperatura	580 a 620°C	580°C	580°C
	tempo	3 horas	4 horas	5 horas

As figuras III.6 a III.8 ilustram o aspecto macroestrutural e as dimensões das juntas soldadas originais, correspondentes às juntas de qualificação nas quais foram aplicados novos tratamentos térmicos de alívio de tensões.



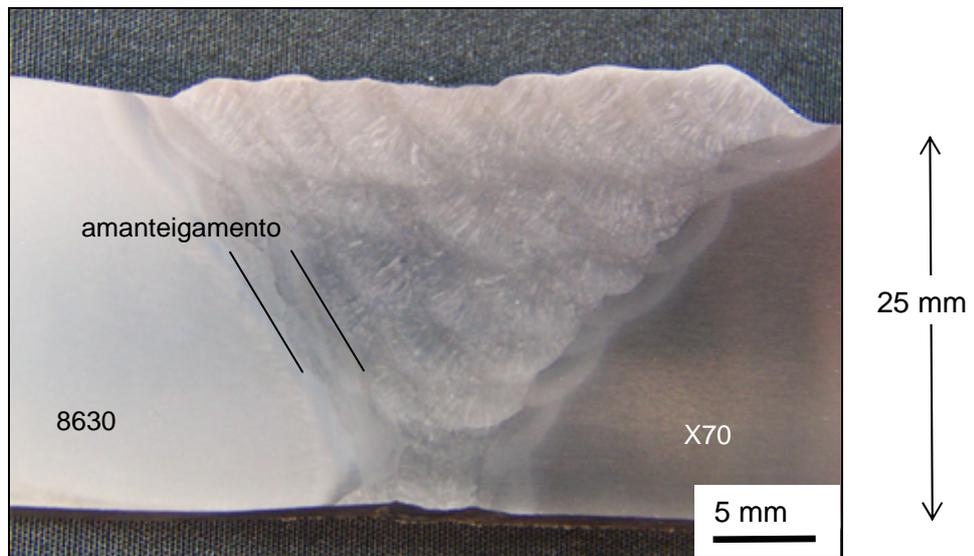
Ataque de Nital 5%.

Figura III.6 – Aspecto macroestrutural da junta Ni, apresentando espessuras variando de 51 a 80 mm e comprimento de 500 mm.



Ataque de Nital 5%.

Figura III.7 – Aspecto macroestrutural da junta Cr-Mo, apresentando espessura de 25mm e diâmetro externo de 510 mm.



Ataque de Nital 5%.

Figura III.8 – Aspecto macroestrutural da junta Mn-Mo, apresentando espessura de 25mm e diâmetro externo de 500 mm. Observar que o lado do material de base 8630 existe duas camadas de amanteigamento com consumível baixa liga.

A figura III.9 apresenta o aspecto macrográfico de cada junta original, onde se nota que a largura dos cordões é similar para as três juntas, da ordem de 6 mm, ratificando a idéia de que a troca de calor foi similar, ou seja, a junta está em regime tridimensional e recebeu aporte de calor na mesma ordem de grandeza.

As figuras III.10 e III.11 apresentam o aspecto do metal de solda colunar de cada junta original, que corresponde a uma região sem rea aquecimento em temperatura superior austenítica (neste caso no último cordão), das diferentes juntas, respectivamente com mais baixa e mais alta ampliação. Pode-se observar que apesar das juntas apresentarem aportes similares o tamanho do grão austenítico da junta Cr-Mo é muito maior que das outras duas juntas, figura III.10, sugerindo que a composição química com diferentes teores de cromo e níquel tenham favorecido diferentes tipos de solidificação. Este efeito foi estudado por Zhang et al. [41] que verificou alterações no tamanho do grão colunar em função do Ni equivalente. Esta característica não foi especificamente estudada neste trabalho.

O aspecto microestrutural com maior ampliação da solda na região colunar (RC) também é bem diferente para as 3 juntas analisadas, figura III.11. Constata-se que a junta Ni apresenta uma estrutura constituída de ferrita pró-eutetóide e ferrita acicular. Esta estrutura é facilmente identificável conforme orientações do esquema do IIW [43], assim como a estrutura da junta Mn-Mo, que é praticamente 100% de ferrita acicular. No entanto quando se analisa a microestrutura da junta Cr-Mo se verifica a presença de microestrutura bainítica. Como não existe forma de comparar diretamente as microestruturas formadas por composições químicas muito diferentes, neste trabalho as análises da microestrutura de solda quanto aos constituintes são apenas análises qualitativas e não quantitativas.



Junta Ni

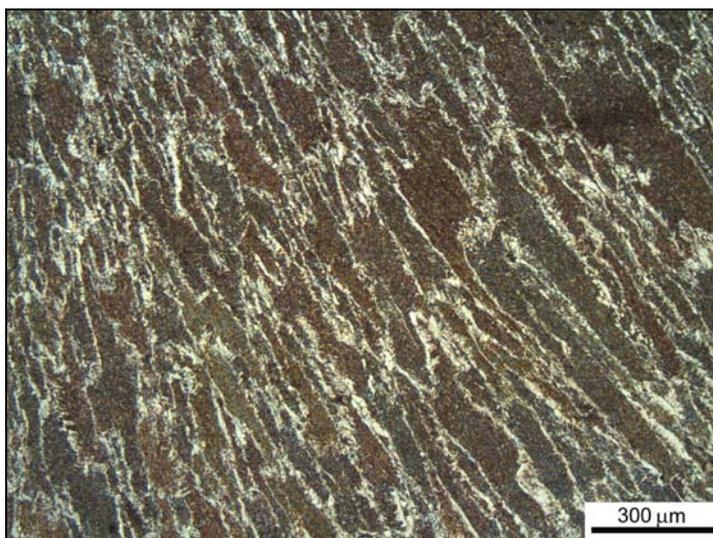


Junta Cr-Mo

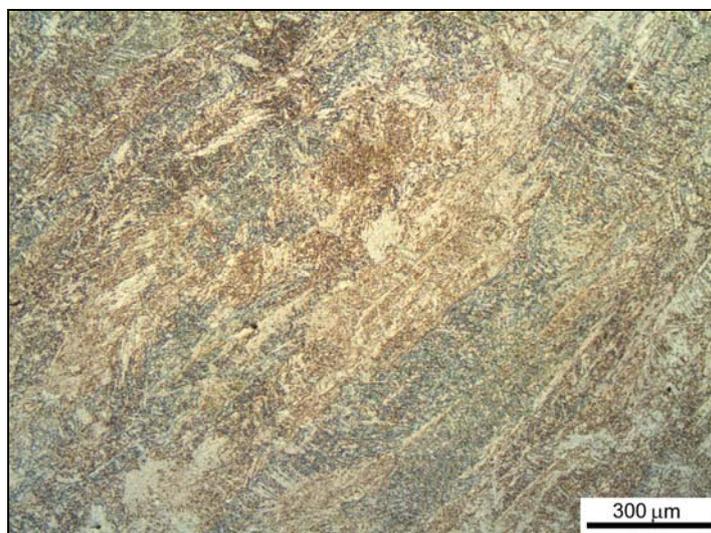


Junta Mn-Mo

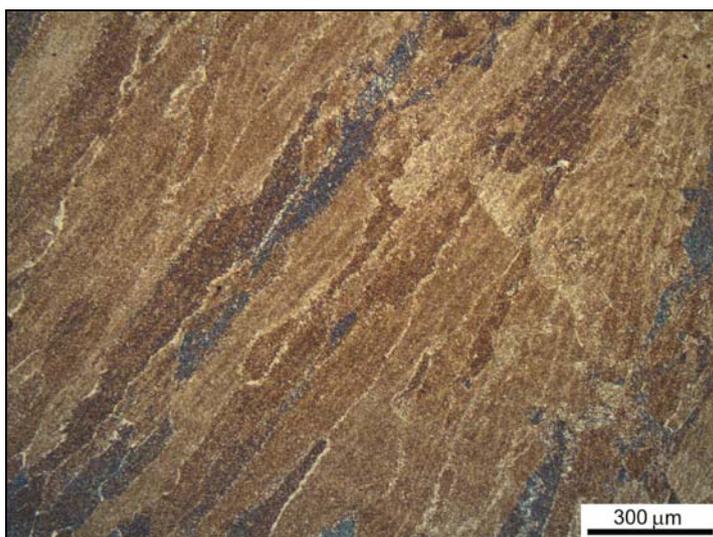
Figura III.9 – Aspecto macroestrutural das juntas originais analisadas, observado na região da última camada. Nital 5%.



Junta Ni

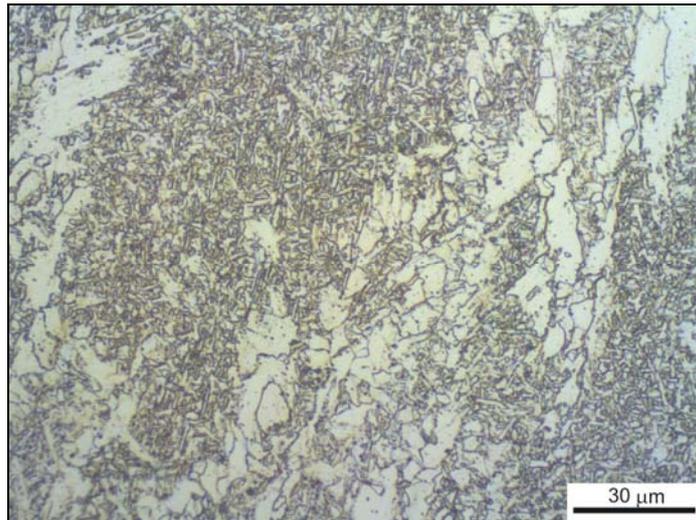


Junta Cr-Mo

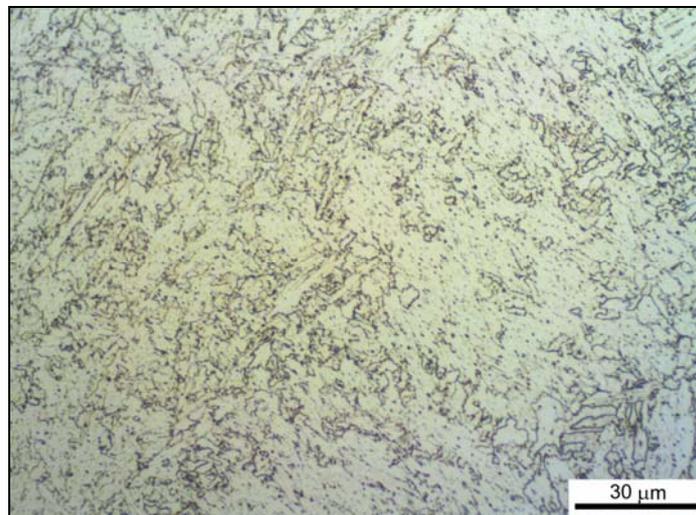


Junta Mn-Mo

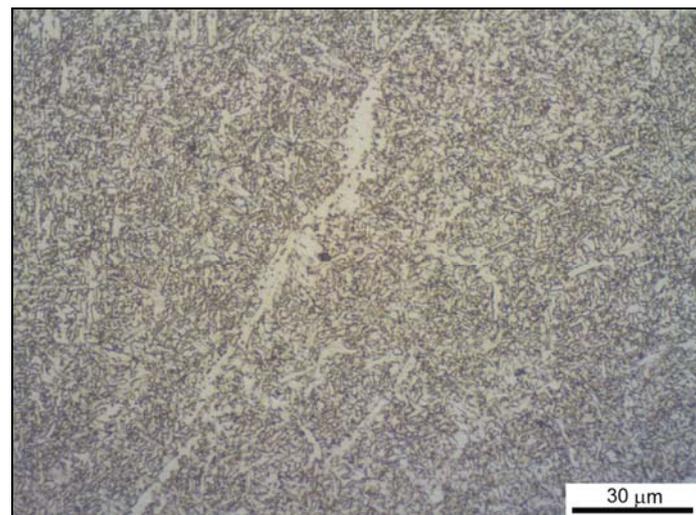
Figura III.10 – Aspecto microestrutural das juntas originais analisadas, observado na região da última camada (RC). Nital 2%.



Junta Ni



Junta Cr-Mo



Junta Mn-Mo

Figura III.11 – Aspecto microestrutural das juntas originais analisadas, observado na região da última camada (RC). Nital 2%.

As tabelas III.5 a III.7 apresentam para cada junta original os requisitos de propriedades mecânicas (tensão limite de escoamento, tensão limite de resistência e Charpy V) assim como os resultados obtidos nos ensaios de qualificação do procedimento de soldagem e obtidos a partir de informações de certificados.

Tabela III.5 – Requisitos das propriedades mecânicas e do TTAT da **Junta Ni** e os resultados obtidos da qualificação da EPS e certificados.

material	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	Charpy V	TTAT
DNV OS B101 - F40	390 mín.	510 - 650	37J (-60°C)	-
material de base	468	565	287J (-60°C)	-
AWS A5.5 E8018-C1	460 mín.	550 mín.	27J (-59°C)	605°C \pm 14
<i>certificado do consumível</i>	516	588	139J (-60°C)	<i>não informado</i>
Junta Ni de qualificação	-	546	79J (-60°C)	600°C \pm 10 2 h 40 min.

Tabela III.6 – Requisitos das propriedades mecânicas e do TTAT da **Junta Cr-Mo** e os resultados obtidos da qualificação da EPS.

material	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	Charpy V	TTAT
API 5L X65	448 mín.	531 mín.	27J (0°C)	-
API 6A / ASME IX	-	531 mín.	20J (-18°C)	-
material de base	-	-	260J (-18°C)	-
AWS A5.5 E8018-B2	460 mín.	550 mín.	-	690°C \pm 14
Junta Cr-Mo de qualificação	-	532	21J (-18°C)	580°C \pm 10 5 horas

Tabela III.7 – Requisitos das propriedades mecânicas e do TTAT da **Junta Mn-Mo** e os resultados obtidos da qualificação da EPS.

material	σ_e (MPa)	σ_r (MPa)	Charpy V	TTAT
API 5L X70	483 mín.	565 mín.	27J (0°C)	-
API 6A / ASME IX	-	565 mín.	27J (-46°)	-
Material de base X70	-	-	102J (-46°C)	-
AISI 8630 Classe 95 Ksi	-	652 mín.	27J (-46°C)	-
material de base 8630	-	-	132J (-46°C)	-
AWS A5.5 E10018-D2	600 mín.	690 mín.	27J (-51°C)	620°C \pm 14
Junta Mn-Mo de qualificação	-	622	31J (-46°C)	580°C \pm 10 4 horas

A tabela III.8 apresenta a composição química (requisitos e certificados dos materiais fornecidos) dos consumíveis, obtidos junto as empresas que forneceram as juntas soldadas. Os certificados dos consumíveis apresentam sempre a análise realizada no metal puro, ou seja, sem efeito de diluição.

Tabela III.8 – Composição química dos consumíveis segundo a AWS e fornecida pelos fabricantes através dos certificados.

material		C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	V
Ni	AWS A5.5 E8018-C1	0,12 máx	1,25 máx	0,03 máx.	0,03 máx.	0,80 máx	-	2,00- 2,75	-	-	-
	consumível E8018-C1	0,05	0,91	0,009	0,009	0,44	0,04	2,39	0,02	0,007	0,007
Cr Mo	AWS A5.5 E8018-B2	0,05 - 0,12	0,90 máx	0,03 máx.	0,03 máx.	0,80 máx.	1,00- 1,50	-	0,40- 0,65	-	-
	consumível E8018-B2	0,06	0,64	0,016	0,017	0,28	1,33	0,04	0,39	0,003	0,008
Mn Mo	AWS A5.5 E10018- D2	0,15 máx	1,65 - 2,00	0,03 máx.	0,03 máx.	0,80 máx.	-	0,90 máx.	0,25- 0,45	-	-
	consumível E10018- D2	0,11	2,01	0,020	0,014	0,71	0,05	0,47	0,36	0,016	-

Os metais de solda das juntas originais foi analisado quanto à composição química no centro da solda, onde foram posicionados entalhes Charpy V, em 3 amostras cortadas de cada junta. Os resultados estão apresentados na tabela III.9, comparativamente com os resultados dos certificados, e pode-se verificar que para os elementos de liga que caracterizam as famílias e para os elementos microligantes que poderiam vir do metal de base, não existem grandes variações entre as amostras nem entre o certificado e as análises, indicando que no centro da solda não existem efeitos de diluição do metal de base que precisem ser considerados.

Tabela III.9 – Análises químicas realizadas no centro das soldas de 3 amostras cortadas para cada junta, comparativamente com a análise fornecida no certificado do consumível.

Junta	amostra	Análise química (% em peso).												
		C	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Si	Cu	V	Ti	Nb	Al
Ni F40	1	0,07	0,98	0,014	0,013	0,05	2,27	0,03	0,56	0,05	0,003	0,021	<0,003	0,012
	2	0,07	0,98	0,014	0,013	0,05	2,21	0,03	0,53	0,05	0,003	0,020	<0,003	0,015
	3	0,07	0,94	0,013	0,012	0,05	2,44	0,03	0,55	0,05	0,003	0,019	<0,003	0,009
	<i>consumível E8018-C1</i>	<i>0,05</i>	<i>0,91</i>	<i>0,009</i>	<i>0,009</i>	<i>0,04</i>	<i>2,39</i>	<i>0,02</i>	<i>0,44</i>	-	<i>0,007</i>	-	<i>0,007</i>	-
Cr-Mo X65	1	0,07	0,65	0,021	0,021	1,32	0,04	0,41	0,30	0,06	0,009	0,013	<0,003	0,009
	2	0,07	0,67	0,022	0,021	1,26	0,04	0,39	0,32	0,06	0,010	0,015	<0,003	0,008
	3	0,07	0,68	0,022	0,021	1,27	0,04	0,42	0,31	0,06	0,009	0,014	<0,003	0,011
	<i>consumível E8018-B2</i>	<i>0,06</i>	<i>0,64</i>	<i>0,016</i>	<i>0,017</i>	<i>1,33</i>	<i>0,04</i>	<i>0,39</i>	<i>0,28</i>	-	<i>0,008</i>	-	<i>0,003</i>	-
Mn-Mo X70 x 80SD2	1	0,06	1,99	0,018	0,017	0,06	0,39	0,39	0,66	0,05	0,004	0,021	<0,003	0,012
	2	0,06	2,01	0,019	0,017	0,07	0,39	0,40	0,67	0,05	0,004	0,021	<0,003	0,012
	3	0,06	1,97	0,019	0,017	0,07	0,38	0,39	0,62	0,05	0,004	0,02	<0,003	0,009
	<i>consumível E10018-D2</i>	<i>0,11</i>	<i>2,01</i>	<i>0,020</i>	<i>0,014</i>	<i>0,05</i>	<i>0,47</i>	<i>0,36</i>	<i>0,71</i>	-	-	-	<i>0,016</i>	-

III.1.3 – TRATAMENTOS TÉRMICOS DE ALÍVIO DE TENSÕES

As juntas soldadas de qualificação, originais, foram divididas em quatro partes e em três delas foi aplicado um ciclo de TTAT com temperatura de patamar diferente, nas temperaturas de 620° C, 670° C e 720° C.

O TTA foi conduzido em forno elétrico com recirculador de ar, com controle de temperatura através de termopar acoplado nas soldas.

A tabela III.10 apresenta um resumo dos novos ciclos aplicados pela empresa BRASTÊMPERA para cada junta.

Tabela III.10 – Ciclos térmicos aplicados nas juntas soldadas originais.

TTAT	Temperatura	Tempo de encharque	Taxa de aquecimento /resfriamento	Controle de temperatura a partir de	Resfriamento ao ar a partir de
620° C	620°C ± 5°	4 horas	80 °C/hora	300° C	300° C
670° C	670°C ± 5°	4 horas	74 °C/hora	300° C	300° C
720° C	720°C ± 5°	4 horas	76 °C/hora	300° C	300° C

A tabela III.11 apresenta um resumo com todas as condições de amostras deste trabalho, nas quais foram conduzidos os diversos ensaios e análises.

Tabela III.11 – Codificação das amostras e identificação das condições de TTAT.

Junta	TTAT original	Novos TTAT*		
	sem novo TTAT	620°C	670°C	720°C
Ni	Ni original	Ni 620	Ni 670	Ni 720
Cr-Mo	Cr-Mo original	Cr-Mo 620	Cr-Mo 670	Cr-Mo 720
Mn-Mo	Mn-Mo original	Mn-Mo 620	Mn-Mo 670	Mn-Mo 720

* - ciclos adicionais de TTAT

III.2 – MÉTODOS

Após a realização dos novos ciclos de TTAT as juntas soldadas foram submetidas a ensaios mecânicos de tração uniaxial a temperatura ambiente e foram realizados perfis de dureza Vickers com carga de 1 Kg ao longo do metal de base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de solda (MS). Os ensaios conduzidos nas juntas soldadas estão descritos em III.2.1.

O MS, que é o principal foco deste estudo, foi avaliado quanto à tenacidade (ensaios Charpy V) e foram conduzidas análises fractográficas em alguns corpos-de-prova rompidos apenas para caracterizar micromecanismos de fratura para os diferentes consumíveis, além de análises microestruturais para avaliar as alterações em relação ao metal de solda original. Os métodos adotados para avaliação do metal de solda estão apresentados em III.2.2.

Para auxiliar a análise microestrutural do metal de solda, após os diferentes TTATs, foram calculadas as temperaturas de transformação de fase com base na composição química da solda, com auxílio do programa THERMO-CAL[®], conforme apresentado em III.2.3.

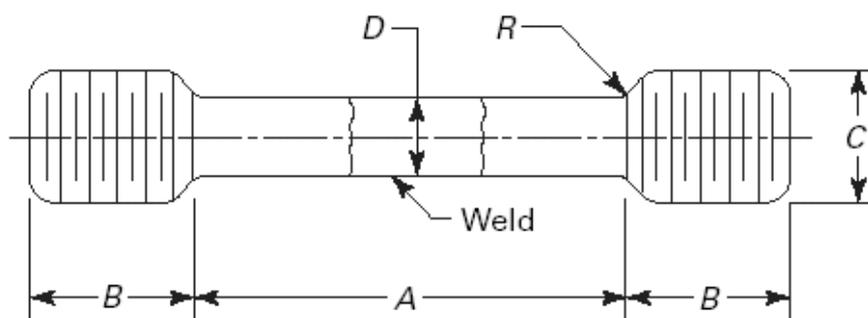
III.2.1 – JUNTAS SOLDADAS

As juntas soldadas que sofreram os novos tratamentos térmicos foram avaliadas quanto às propriedades mecânicas, com o objetivo de identificar se os novos ciclos promoveram alterações significativas, e/ou redução nas propriedades a ponto de inviabilizar sua utilização considerando os requisitos de qualificação e de projeto. Foram também realizadas análises microestruturais para auxiliar a compreensão das variações de propriedades.

III.2.1.1 – Ensaio de Tração da Junta Soldada

Com o objetivo de verificar o efeito dos novos ciclos de TTAT nas propriedades do metal de base, foram conduzidos ensaios de tração da junta soldada com a premissa sobre a resistência mecânica. Os ensaios foram realizados conforme o código ASME seção IX – 2004 [38], utilizando CPs circunferencial. Esse código apresenta como critério para aceitação da resistência da junta soldada que se a ruptura ocorrer fora da solda, com tensão limite de resistência da junta no mínimo 95% da tensão limite de resistência especificada para o material de base. Para os CPs que a ruptura ocorra no metal de solda o código ASME indica que a tensão limite de resistência deve ser igual ou superior a mínima especificada para o consumível adotado.

A figura III.12 apresenta as dimensões dos CPs conforme a norma de referência.



CP	0,505	0,353
D – diâmetro da área útil	12,7 mm	8,89 mm
R – Raio	10 mm mín.	6 mm mín.
B – cabeça	35 mm aprox.	29 mm aproximadamente
C – diâmetro da cabeça	16 mm mín.	13 mm
A – comprimento útil	Metal de solda + 2 vezes o diâmetro da área útil	

Figura III.12 – Dimensões dos corpos de prova para ensaios de tração conforme ASME IX [38].

III.2.1.2 – Ensaios de Dureza Vickers da Junta Soldada

Foram realizados perfis de dureza Vickers com carga de 1 Kg, utilizando durômetro HVS10 - TIME, em cada uma das juntas. Os perfis de dureza foram realizados a aproximadamente 7 mm da superfície das juntas, e os resultados estão apresentados em forma gráfica no capítulo IV.

Para comparações entre as diferentes condições de TTAT estão apresentados em tabelas e gráficos os valores médios de dureza para as diferentes regiões e condições.

III.2.1.3 – Análise Microestrutural das Juntas Soldadas

Como o requisito de qualificação em resistência mecânica prevê que a ruptura no ensaio de tração ocorra no metal de base com tensão limite de resistência de no mínimo 95% da especificação do metal de base (ASME IX), foi dada ênfase na caracterização da microestrutura do metal de base, por microscopia ótica, para explicar o comportamento da junta com os diferentes TTATs.

As amostras utilizadas para análise microestrutural foram retiradas por intermédio de corte utilizando serra de fita, com lubrificação. As amostras foram previamente usinadas (fresamento) a fim de manter as faces paralelas e em seguida submetidas a preparação metalográfica convencional [62], que consiste na realização de lixamento por intermédio de lixa d'água grãos 80, 100, 220, 320, 400 e 600; seguido de polimento mecânico, onde se utilizam panos para polir e pasta de diamante industrial com granulometria de 15, 6, 3 e 1 μ m. Após esta etapa as amostras foram submetidas a ataque químico, por imersão, utilizando solução de Nital 2% [63].

III.2.2 – METAL DE SOLDA

Os metais de solda com os novos tratamentos térmicos foram avaliados quanto à tenacidade (Charpy V), buscando identificar os fatores microestruturais que influenciaram esta característica e entender as possíveis transformações ocorridas nos ciclos aplicados. Preliminarmente foi conduzida uma análise microestrutural do metal de solda da junta original, para comparar com os resultados relativos aos novos tratamentos.

III.2.2.1 – Análise Metalográfica das Soldas

As regiões da solda foram caracterizadas quanto à microestrutura na região de grãos colunares (RC), no último passe para as juntas soldadas, e na região de grãos reaquecidos em temperatura austenítica (RR), onde a estrutura foi recristalizada, sendo capturadas por microscopia ótica, utilizando microscópio ótico Zeiss, e por MEV (Jeol JSM 6460 LV) nas amostras polidas e atacadas com Nital 2%, conforme apresentado no item III.2.1.3. Como a região analisada por MEV é sempre muito pequena, foi selecionada para cada amostra uma área no centro de um grão colunar austenítico para caracterizar a RC da última camada e uma área que corresponde a uma região de grãos finos na RR.

Como os efeitos do TTAT nas soldas não são claramente perceptíveis a nível de microscopia ótica, foi registrada a caracterização metalográfica apenas por MEV das regiões RC e RR do metal de solda após os diferentes ciclos de TTAT. Conforme Jorge [64] podem ocorrer desvios nas propriedades mecânicas da junta soldada, os quais nem sempre são explicados por análises convencionais (análises por microscopia ótica - MO), tendo assim uma poderosa ferramenta para análises a microscopia eletrônica de varredura (MEV).

III.2.2.2 - Charpy V do Metal de Solda após novos TTATs

A avaliação da tenacidade foi realizada através de ensaios Charpy V, utilizando 5 CPs (corpos de prova) para cada condição de TTAT, retirados a 2 mm da superfície da junta, com entalhe no centro da solda, e ensaiados nas mesmas temperaturas de qualificação do procedimento de soldagem.

Os ensaios Charpy foram realizados a - 60°C para a **junta Ni** (E8018-C1), - 18°C para a **junta Cr-Mo** (E8018-B2) e - 46°C para a **junta Mn-Mo** (E10018-D2), conforme os requisitos de projeto das soldas originais.

Os CPs foram mantidos na temperatura de ensaio imergindo-os em solução de álcool + gelo seco, por 10 minutos. O controle da temperatura foi realizado por intermédio de um termopar com sensor de imersão do tipo PT100, calibrado conforme a Rede Brasileira de Calibração (RBC). Imediatamente após os ensaios os CPs foram secos com a utilização de soprador industrial a fim de preservar as fraturas, que foram mantidas sob vácuo até a realização das análises por MEV.

Os CPs foram confeccionados conforme a norma ASTM A 370 [65].

A figura III.13 ilustra a posição do entalhe do tipo V, após ataque químico de Nital 5%. A figura III.14 apresenta o aspecto característico dos CPs.

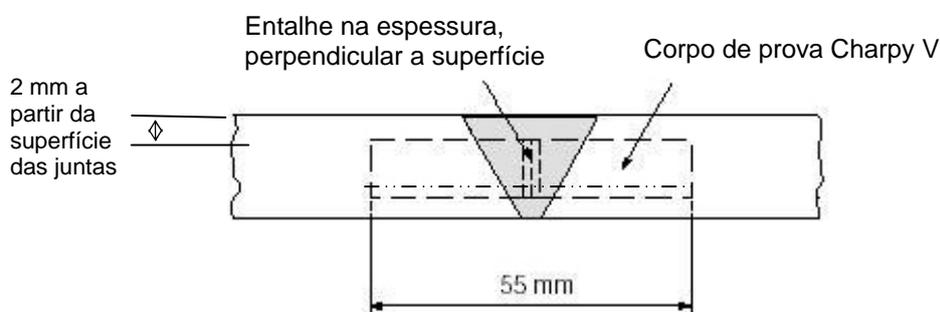
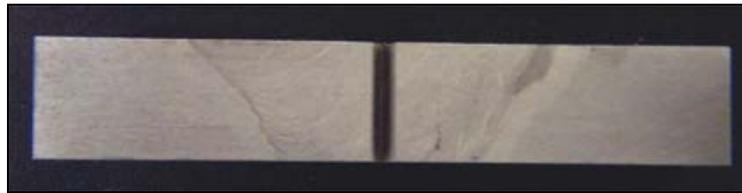
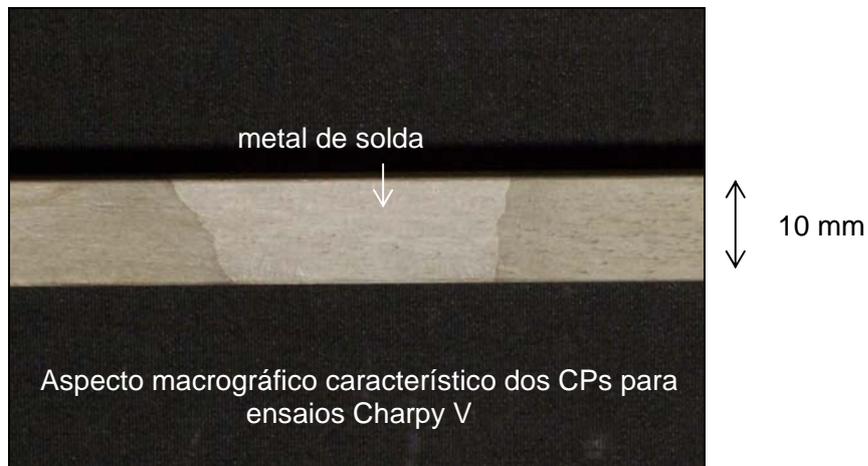


Figura III.13 – Posicionamento do entalhe dos CPs para ensaio Charpy [65, 66].



Aspecto característicos dos CPs após a realização do entalhe do tipo V.

Figura III.14 – Aspecto dos corpos de prova para ensaio mecânico Charpy [67].

III.2.2.3 – Caracterização Fractográfica e Metalográfica dos CPs Charpy V

Para compreender a relação entre a tenacidade, a composição química e os ciclos de TTAT, foram realizadas análises macroscópicas e metalográficas nos CPs Charpy, buscando verificar quais os tipos de estrutura da solda estão relacionados com mais baixos valores de tenacidade.

Análises fractográficas foram conduzidas utilizando microscopia eletrônica de varredura (MEV Jeol JSM 6460 LV), em amostras com diferentes energias Charpy V visando caracterizar os micromecanismos de fratura típicos de cada tipo de junta, na condição de TTAT. A figura III.15 ilustra a região que foi analisada.

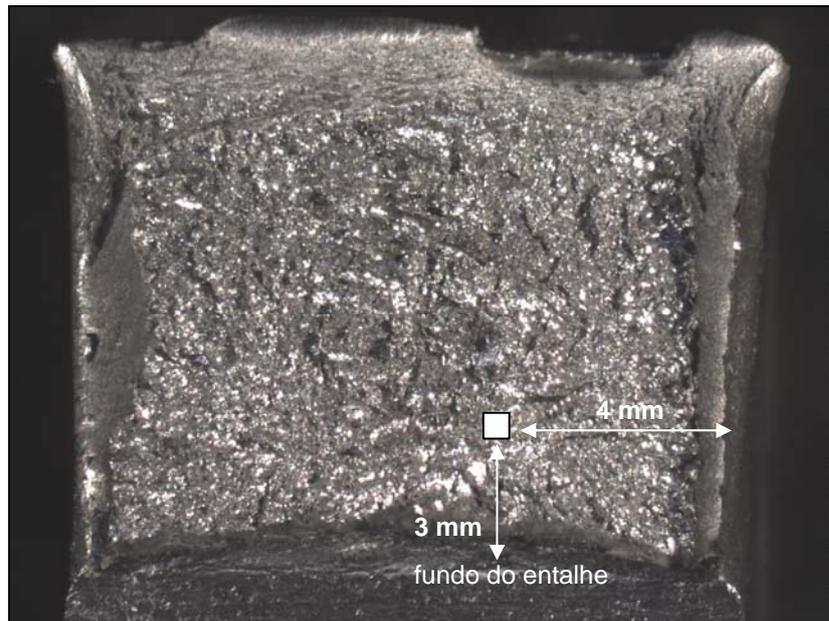


Figura III.15 – Aspecto da superfície de fratura de um dos corpos de prova Charpy V, indicando região que foi realizada a caracterização do micromecanismo de fratura por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

A caracterização macroscópica da fratura dos CPs rompidos foi conduzida em equipamento Estereoscópio Olympus SZ61, com aumento de 10 vezes.

Para a caracterização das regiões RC e RR presentes na região do entalhe foi utilizada a sequência da figura III.16 para a preparação das amostras. Cada CP Charpy V foi avaliado e a análise quantitativa foi realizada através de fotos obtidas em equipamento Estereoscópio Olympus SZ61 com ampliação de 20 x e filtros do software Infinity Image-Pro para medição das dimensões.

A figura III.17 ilustra a forma de quantificação adotada.

O aspecto macroscópico e o aspecto macrográfico de cada CP Charpy V analisado, assim como os resultados da quantificação de regiões colunares (RC) e reaquecidas em temperatura austenítica (RR), estão apresentados no Anexo 1 e resumidos no capítulo IV.

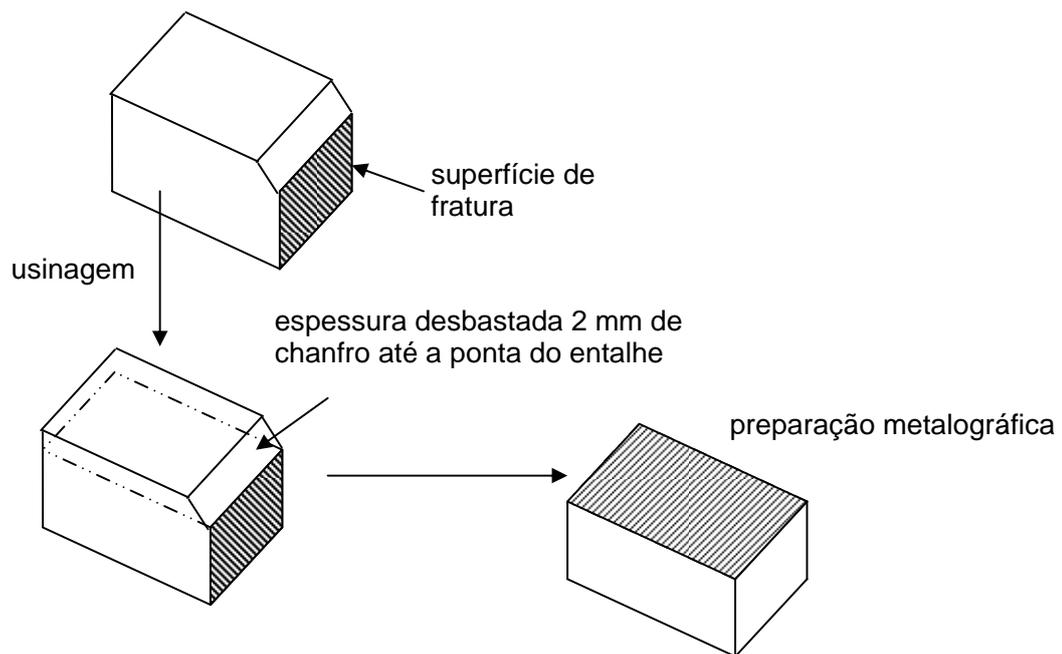


Figura III.16 – Seqüência de preparação dos CPs de Charpy V.

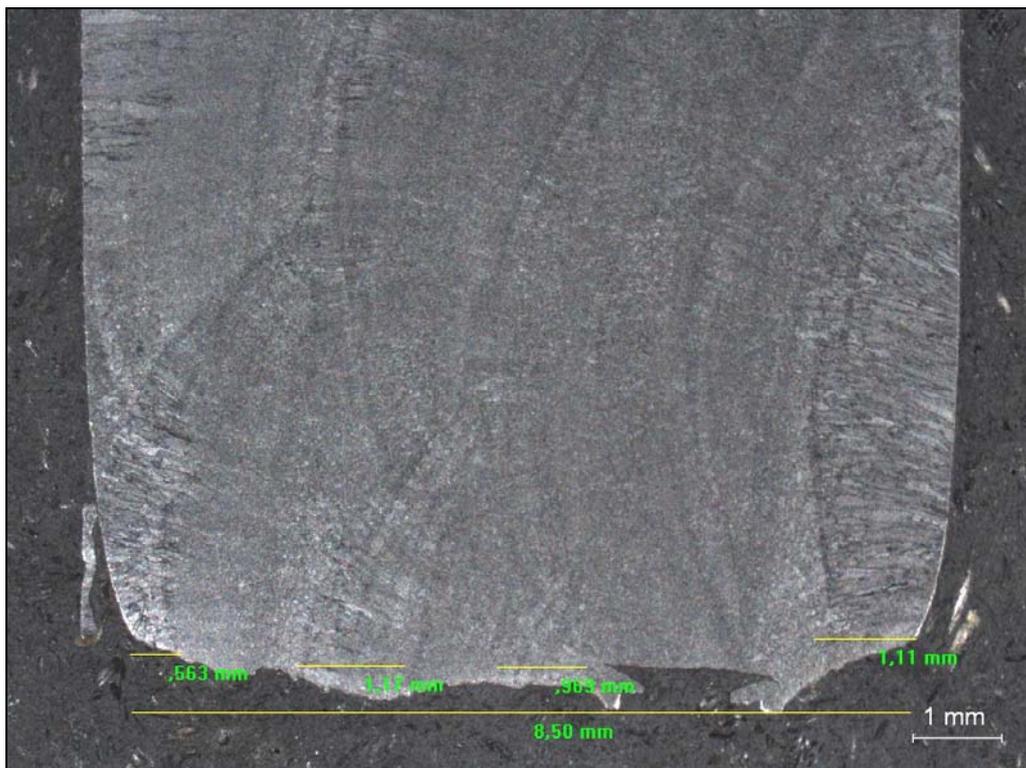


Figura III.17 – Exemplo de quantificação das regiões RC e RR, onde se observa o comprimento total da região da ponta do entalhe (8,5 mm) e as regiões que apresentaram grãos colunares (0,56mm + 1,17mm + 0,96mm + 1,11mm).

III.2.3 – DETERMINAÇÃO DAS TEMPERATURAS DE FORMAÇÃO DE FASES

Para a compreensão das transformações possíveis no metal de solda foram estimadas as fases presentes em função da temperatura, com base na composição química da solda, através de simulação computacional (CALPHAD – “Computer CALculation of PHase Diagrams”), programa THERMO-CAL[®]. Como o equilíbrio de uma fase depende da energia livre, pode-se prever o percentual desta fase, a uma determinada temperatura e composição, em condições de equilíbrio [68, 69, 70].

Quanto menor a energia livre de um sistema, maior é a sua estabilidade. Assim, a condição de equilíbrio é aquela que apresenta menor energia livre. O programa de termodinâmica computacional THERMO-CAL[®] usa o princípio da minimização global. Este método utiliza um banco de dados de vários autores para gerar as funções da energia livre de Gibbs, onde a fase indicada como mais estável é a que tem a menor energia livre de Gibbs. Não são mostradas fases metaestáveis por esse método. O mapeamento da energia livre de Gibbs, para as várias fases e em diferentes temperaturas, pode ser obtido variando-se a composição química, tornando possível a construção dos diagramas de fases através da análise termodinâmica [69, 70, 71].

CAPÍTULO IV RESULTADOS

A apresentação dos resultados está organizada em dois grupos que correspondem a: IV.1) efeitos dos diferentes tratamentos térmicos de alívio de tensões nas propriedades da **junta soldada** como um todo e IV.2) efeitos destes mesmos tratamentos no comportamento do **metal de solda**.

Antes de apresentar os resultados propriamente ditos, a tabela IV.1 resume, para cada junta estudada, as temperaturas de patamar de TTAT adotadas nas EPSs que foram aprovadas (TTAT original), as temperaturas de patamar recomendadas pela AWS para os consumíveis das famílias C1, B2 e D2 e, as temperaturas de patamar dos novos ciclos de TTAT aplicados, juntamente com uma avaliação da temperatura destes novos TTAT em relação à recomendação para o consumível que foi utilizado.

Tabela IV.1 – Temperaturas de patamar de TTAT utilizadas nas juntas soldadas originais, as temperaturas recomendadas pela AWS considerando as famílias de consumíveis e as adotadas nos novos TTATs.

Junta	TTAT original (EPS)	consumível	TTAT recomendado pela AWS	novos TTATs		
Ni	600°C	E8018-C1	605° C ± 14	620°C	670°C	720°C
				limite da faixa *	51 graus acima da faixa *	101 graus acima da faixa *
Cr-Mo	580°C	E8018-B2	690° C ± 14	620°C	670°C	720°C
				56 graus abaixo da faixa *	um pouco abaixo da faixa*	um pouco acima da faixa*
Mn-Mo	580°C	E10018-D2	620° C ± 14	620°C	670°C	720°C
				dentro da faixa*	36 graus acima da faixa*	86 graus acima da faixa *

* - A faixa corresponde à temperatura de TTAT recomendada para o consumível.

Destaca-se que:

1. a junta Ni foi originalmente tratada (e qualificada) na temperatura de 600°C que atende à recomendação AWS para a família C1, que seria 605°C. Os novos TTATs nas temperaturas de 670°C e 720°C correspondem portanto a tratamentos acima da temperatura requerida para o metal de solda;
2. a junta Cr-Mo foi originalmente tratada (e qualificada) na temperatura de 580°C, bem abaixo da mínima recomendada pela AWS para a família B2, que é de 690°C. Para esta junta o novo TTAT na temperatura de 620°C estaria abaixo da faixa e os TTATs nas temperaturas de 670°C e 720°C corresponderiam a tratamentos próximos da faixa recomendada;
3. a junta Mn-Mo foi originalmente tratada (e qualificada) na temperatura de 580°C, abaixo da mínima requerida pela AWS para a família D2, que é de 620°C. Para esta junta o tratamento na temperatura de 620°C seria o adequado, enquanto os TTATs nas temperaturas de 670°C e 720°C estariam acima da faixa recomendada.

IV.1 – EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NAS JUNTAS SOLDADAS

IV.1.1 – Propriedades em Tração das Juntas Soldadas

Os resultados dos ensaios de tração uniaxial realizados nas juntas soldadas após novos TTAT, conforme o código ASME seção IX [38] a temperatura ambiente estão apresentados na tabela IV.2. Estes resultados, comparados com os resultados da qualificação, ou seja, comparado à junta original, permitem identificar modificações nas propriedades de resistência mecânica da junta como um todo, causadas pela aplicação do novo ciclo de TTAT.

Tabela IV.2 – Resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas.

material	metais de base		Condição	σ_r (MPa)	Local da Ruptura
Junta Ni	F40	F40	620°C	530	F40
			670°C	532	F40
			720°C	559	F40
	junta de qualificação		original	546	F40
	especificação para o F40			510 – 650	-
	95% $\sigma_{r,*}$			mín. 484	-
Junta Cr-Mo	X65	X65	620°C	505	X65
			670°C	497	X65
			720°C	474	X65
	junta de qualificação		original	532	X65
	especificação para o X65			mín. 531	-
	95% $\sigma_{r,*}$			mín. 504	
Junta Mn-Mo	X70	8630 amanteigado	620°C	595	X70
			670°C	601	X70
			720°C	547	X70
	junta de qualificação		original	622	X70
	especificação para o X70			mín. 565	-
	95% $\sigma_{r,*}$			mín. 537	-

* - Critério de aceitação para ensaios de tração conforme o ASME IX indica que a tensão limite de resistência (σ_r) da junta soldada deve ser igual ou superior 95% do mínimo especificado para o metal de base caso a ruptura do CP ocorra fora do metal de solda.

Constata-se que:

1. para todas as juntas em todas as condições de TTAT a ruptura no ensaio de tração ocorreu no metal de base (MB) e, no caso da junta Mn–Mo no MB de menor resistência mecânica, como seria esperado;
2. para todas as condições de TTAT da junta Ni, os valores de tensão limite de resistência apresentaram-se superiores às especificadas para o metal de base, indicando que a junta não perdeu resistência com um TTAT de até 100°C acima da temperatura recomendada pela AWS;

3. a junta Cr-Mo foi qualificada originalmente com tensão limite de resistência apenas um pouco acima da mínima requerida para o aço API 5L grau X65 e para todos os TTATs, mesmo aqueles que seriam em temperatura abaixo da especificada para o consumível, a junta soldada rompeu com tensão limite de resistência inferior à requerida para o metal de base. Apenas o TTAT a 620°C permitiria que esta junta fosse qualificada, considerando que a tensão mínima seria de 95% da tensão limite de resistência especificada para o metal de base, conforme o código ASME IX;
4. a junta soldada Mn-Mo, entre aço API 5L grau X70 e aço AISI 8630 amanteigado, utilizando consumível da família D2, apresentou originalmente tensão limite de resistência bem mais alta que a mínima requerida para o X70, o que fez com que apesar da redução pelos TTATs ter sido elevada ela não foi suficiente para impossibilitar a qualificação desta junta soldada, com base na resistência mecânica (95% do valor mínimo requerido para o metal de base de menor resistência).

IV.1.2 – Perfis de Dureza das Juntas Soldadas

Os perfis de dureza Vickers HV1 ao longo das juntas soldadas, para as diferentes condições dos novos TTAT, estão apresentados na figura IV.1, e os valores médios estão apresentados na tabela IV.3. De uma forma geral se verifica que há uma tendência da redução da dureza a medida que a temperatura de TTAT aumenta, como seria esperado.

Uma observação importante é que a máxima dureza verificada ao longo de todas as soldas, somente ultrapassou o valor de 250 HV na região da ZTA do aço temperado e revenido 8630, e não ultrapassou 350 HV em nenhuma região, indicando que as juntas não seriam susceptíveis à fragilização pelo hidrogênio.

Tabela IV.3 – Dureza média das diferentes regiões das juntas.

Região			Dureza média (HV1)			
			Original	TTAT 620	TTAT 670	TTAT 720
Metal de base	Ni	F40	195	172	168	164
	CrMo	X65	179	175	172	163
	MnMo	X70	216	192	195	173
		8630	221	224	222	197
ZTA	Ni	F40	212	183	185	185
	CrMo	X65	201	209	204	200
	MnMo	X70	240	247	198	216
		8630	278	265	261	219
Metal de solda	Ni		206	179	171	181
	CrMo		211	202	211	188
	MnMo		237	224	229	212

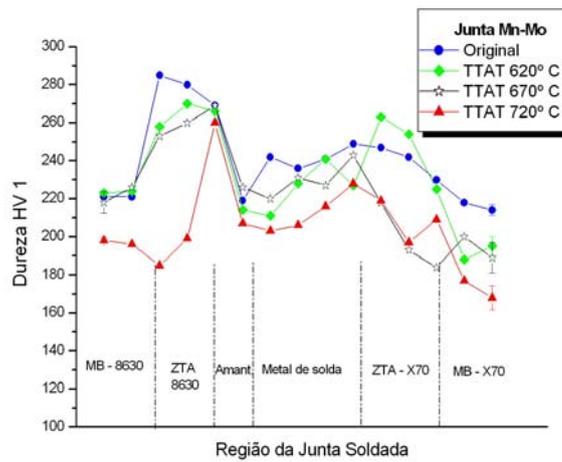
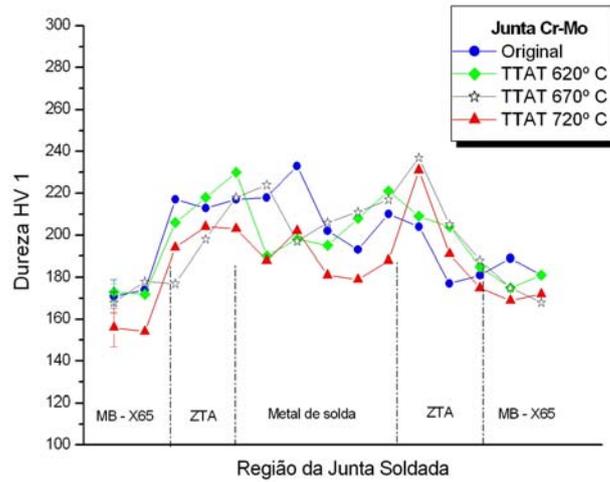
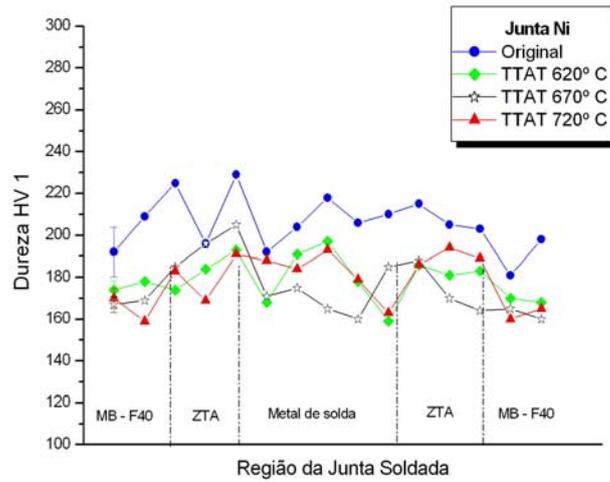


Figura IV.1 – Perfis de dureza HV1 realizados a 7mm da superfície das juntas.

IV.1.3 – Análise Microestrutural das Juntas Soldadas

A caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) dos materiais de base das juntas soldadas, nas diferentes condições de TTAT, está resumida na tabela IV.4 e ilustrada nas figuras IV.2 a IV.5, que apresenta também um gráfico de durezas HV1 com a média obtida para cada metal de base versus a condição de TTAT.

Tabela IV.4 – Resultados da Análise Microestrutural por MO dos Metais de Base.

Junta	Metal base	Figura	Microestruturas			
			Original	TTAT 620	TTAT 670	TTAT 720
Ni	DNV F40	IV.2	ferrítica refinada	ferrítica refinada	ferrítica refinada	ferrítica com carbonetos
Cr-Mo	API 5L X65	IV.3	ferrítica refinada	ferrítica refinada	ferrítica refinada	ferrítica refinada
Mn-Mo	API 5L X70	IV.4	ferrítico-perlítica bandeada	coalescimento da perlita	perlita coalescida e crescimento do grão ferrítico	ferrítica com carbonetos
	AISI 8630	IV.5	martensítica revenida	martensítica revenida	martensítica revenida	martensítica revenida

O aço F40 apresentou degradação da estrutura que se mostra mais nítida a nível de MO apenas no TTAT a 720°C, figura IV.2, embora os valores médios de dureza HV1, tenham mostrado que o metal de base sofre um amaciamento a partir do TTAT a 620°C.

O metal de base API 5L X65, da junta Cr-Mo, não apresenta degradação evidente mesmo para TTAT a 720°C, figura IV.3, e os valores médios de dureza HV1 do metal de base também não revelam uma variação tão grande.

O metal de base API 5L X70 é o material que se apresenta com maior variação microestrutural, pois sua estrutura ferrítico-perlítica com grãos alongados sofre crescimento do grão ferrítico e coalescimento da perlita, figura IV.4, com grande perda de dureza.

O aço temperado e revenido AISI 8630 sofre perda de resistência apenas na temperatura de 720°C. Esta perda de resistência entretanto não é perceptível na figura IV.5, pois o super-revenimento não é detectável por microscopia ótica.

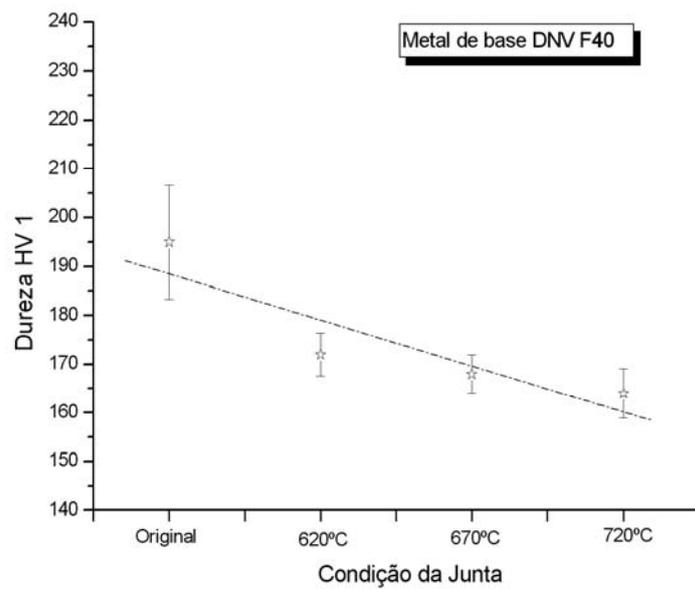
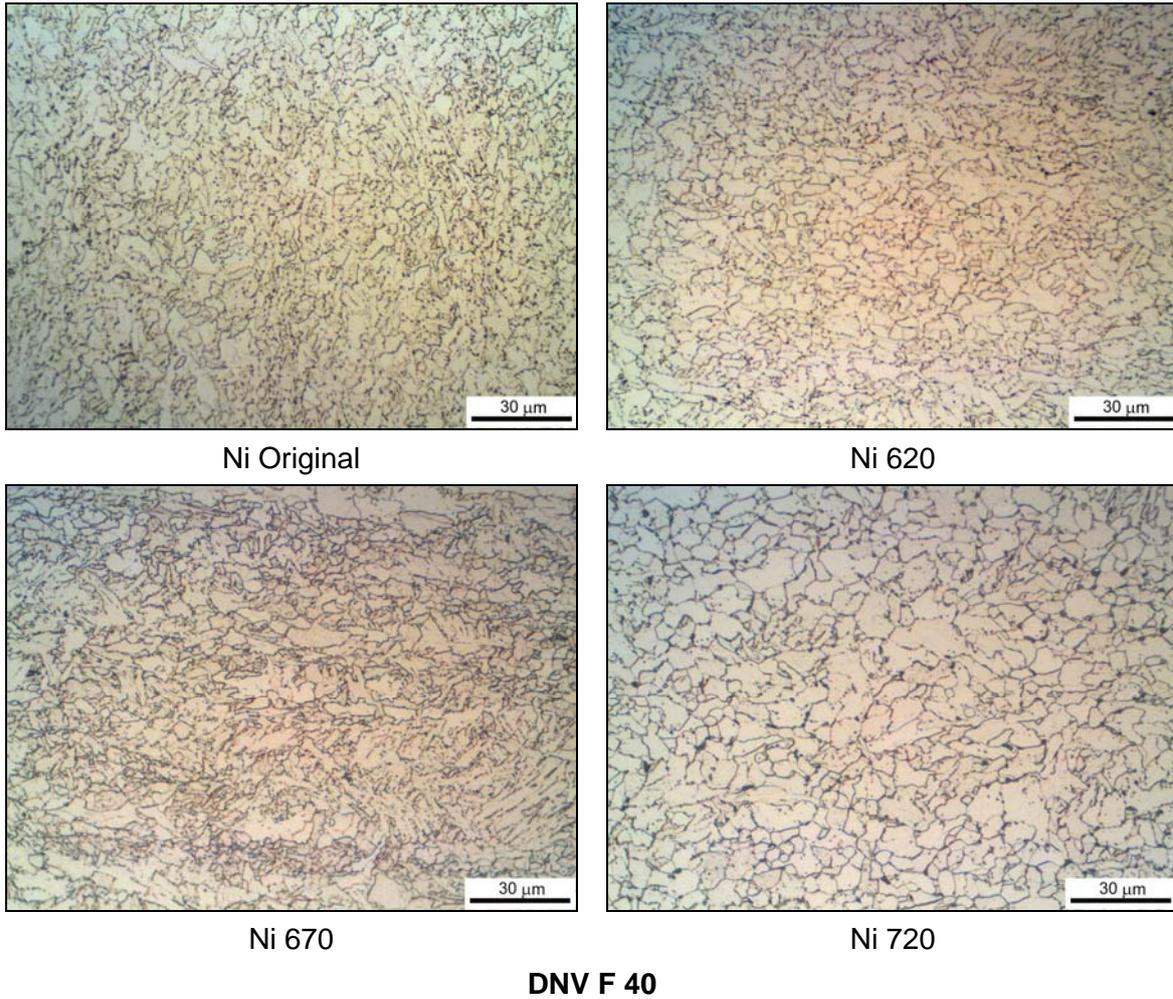


Figura IV.2 – Microestrutura e medidas de dureza HV1 do metal de base DNV F 40 da junta Ni na condição original e após os TTATs em diferentes temperaturas. Nital 2%.

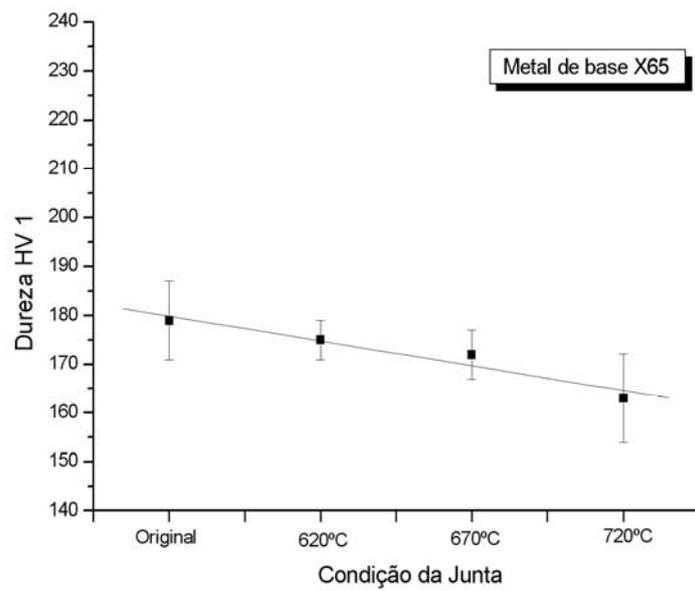
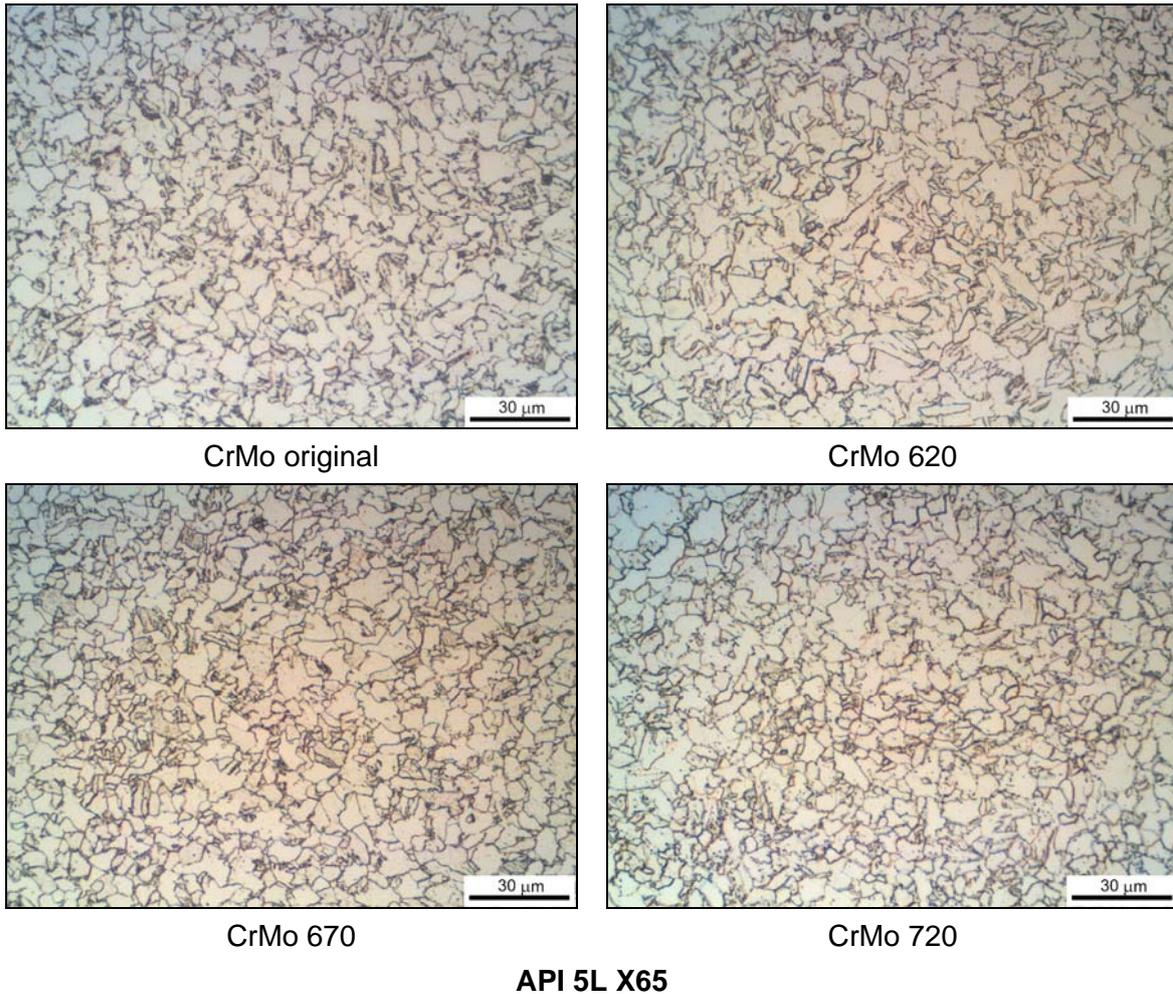


Figura IV.3 – Microestrutura e dureza HV 1 do metal de base API 5L X65 da junta Cr-Mo, na condição original e após os TTATs em diferentes temperaturas. Nital 2%.

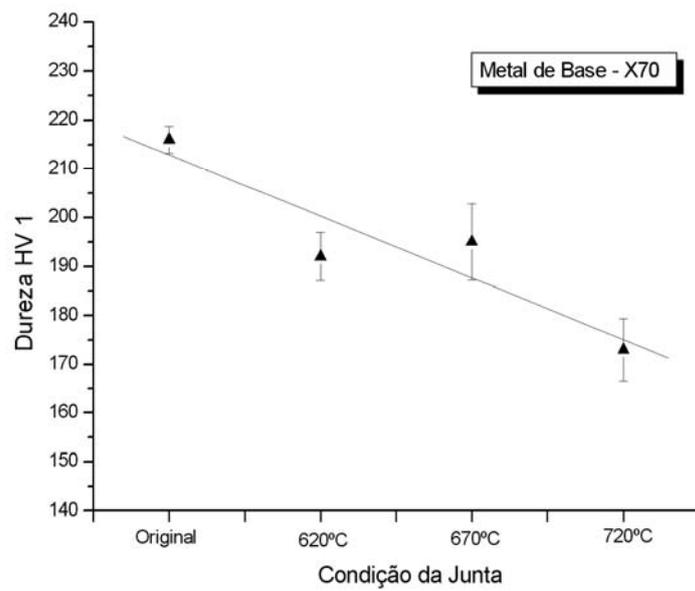
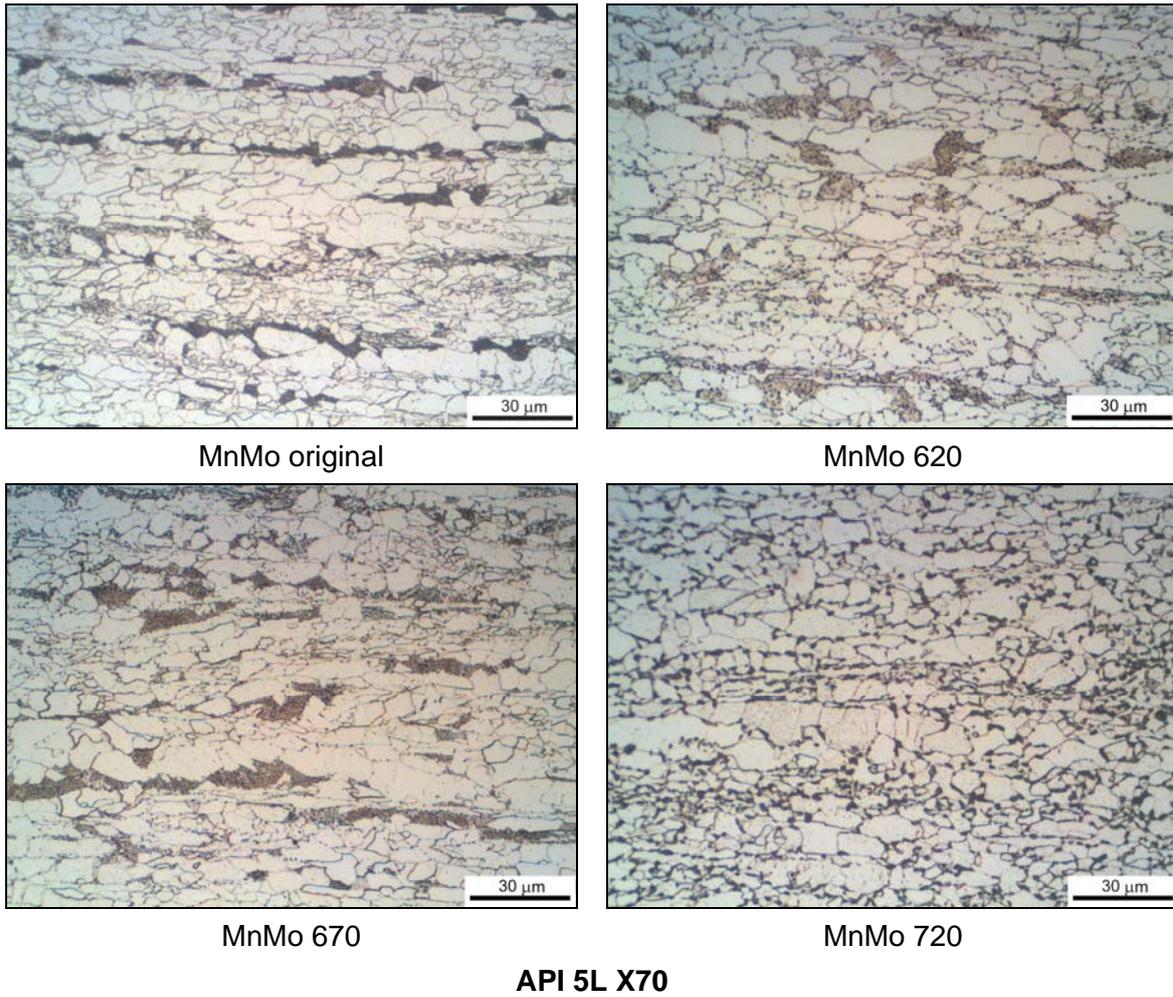


Figura IV.4 – Microestrutura e dureza HV 1 do metal de base API 5L X70 da junta Mn-Mo, na condição original e após os TTATs em diferentes temperaturas. Nital 2%.

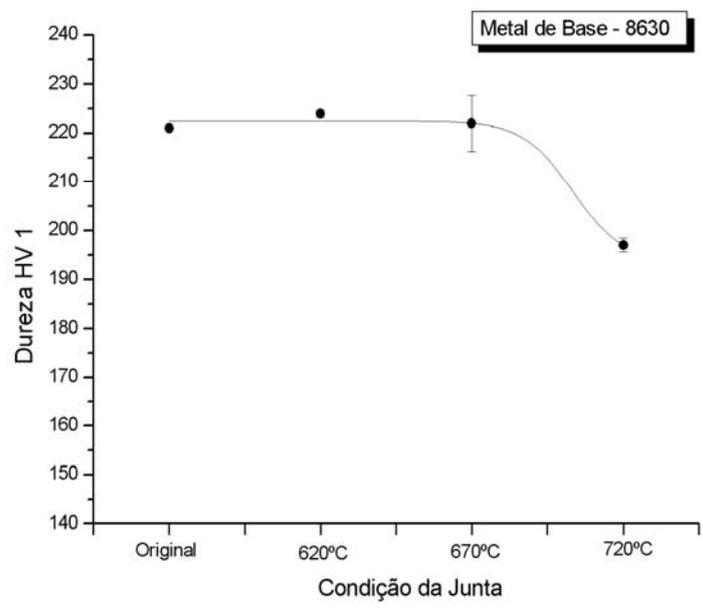
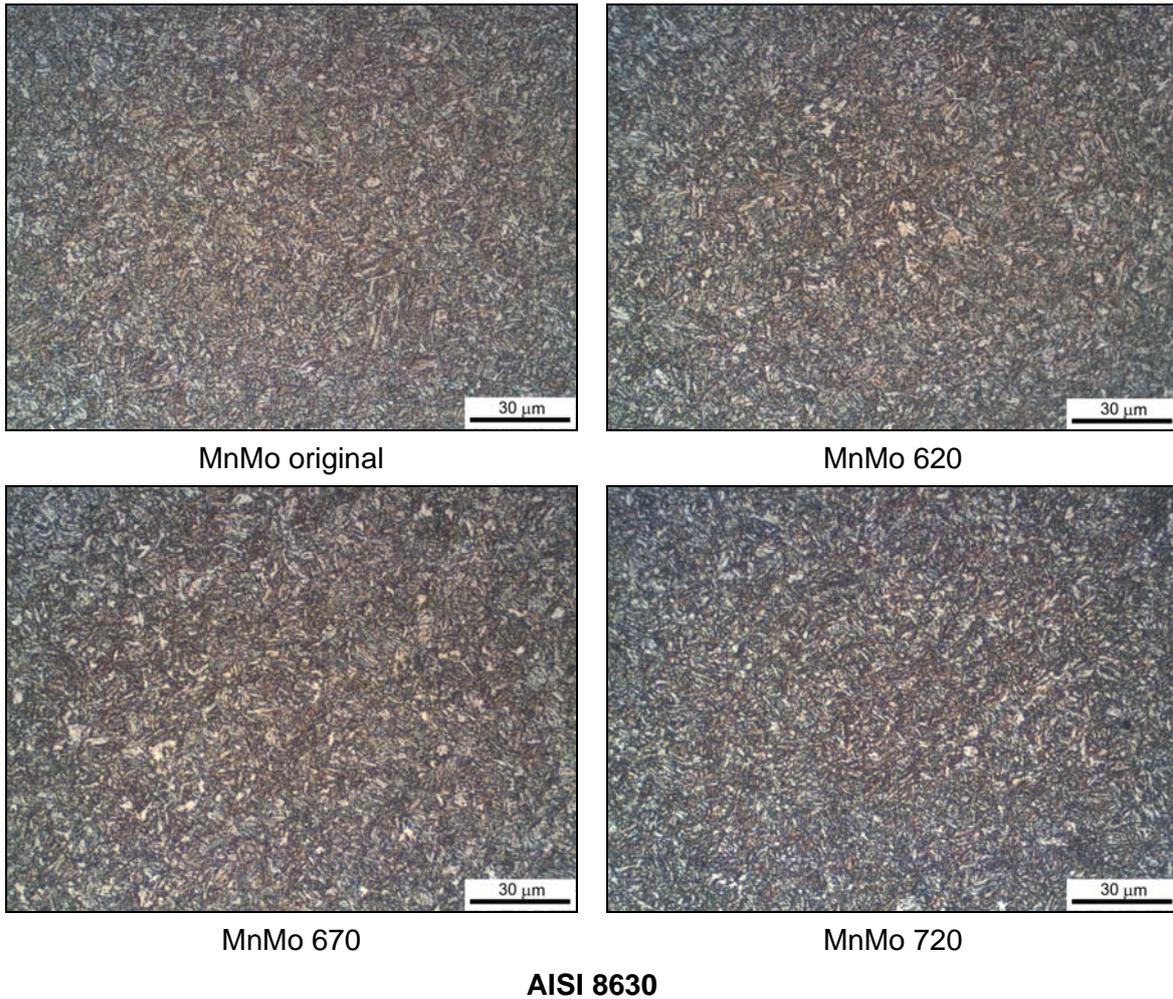


Figura IV.5 – Microestrutura e dureza HV 1 do metal de base AISI 8630 da junta Mn-Mo, original e após os TTATs em diferentes temperaturas. Nital 2%.

IV.2 – EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NO METAL DE SOLDA

Os metais de solda com os ciclos de TTAT foram avaliados quanto à tenacidade medida através de ensaios Charpy V na temperatura requerida pela EPS. As análises fractográficas realizadas em alguns corpos-de-prova (CPs) rompidos buscaram apenas identificar micromecanismos de fratura típicos. Estes resultados estão apresentados juntamente com os valores de tenacidade. As análises microestruturais procuraram explicar o comportamento em tenacidade da solda, comparativamente entre a solda original e as soldas com novos TTATs.

A maioria dos resultados está apresentado neste capítulo na forma de figuras, tabelas e gráficos que buscam resumir as tendências verificadas, que serão discutidas no capítulo V. Os resultados de dureza HV1 apresentados neste item correspondem aos valores médios, apresentados na tabela IV.3.

Para consulta específica foi montado o anexo 1, que apresenta os resultados individuais relacionados às análises macroscópicas e metalográfica dos corpos de prova Charpy V, assim como a avaliação semi-quantitativa das diferentes regiões (região de grãos colunares e região reauecida em temperatura austenítica).

IV.2.1 – Análise Microestrutural do Metal de Solda

IV.2.1.1 – Juntas Originais por Microscopia Ótica

A caracterização microestrutural por **microscopia ótica** do metal de solda das juntas originais, para a região de grãos colunares (RC) e para a região de grãos reauecidos (RR), está apresentada na figura IV.6. Apenas para ilustrar as características do metal de solda destas juntas, estão resumidas na tabela IV.5 os valores de energia Charpy V do metal de solda e os TTATs de cada junta original.

Tabela IV.5 – Valores de tenacidade e TTAT no metal de solda das juntas originais.

material	Charpy V	TTAT
Junta Ni de qualificação	79J (-60°C)	600°C ± 10 2 h 40 min.
Junta Cr-Mo de qualificação	21J (-18°C)	580°C ± 10 5 horas
Junta Mn-Mo de qualificação	31J (-46°C)	580°C ± 10 4 horas

Constata-se a partir da figura IV.6 e da tabela anterior que:

- apesar da junta Ni ser a que apresenta estrutura mais grosseira, constituída de grande quantidade de ferrita pró-eutetóide na RC e ferrita poligonal mais grosseira na RR, esta junta original é a de maior tenacidade, evidenciando que não é apenas a morfologia dos constituintes que determina a tenacidade;
- a junta Cr-Mo foi a de menor tenacidade e sua microestrutura mostra grande variação entre as regiões RC e RR, ficando evidente que o reaquecimento alterou a estrutura de placas de bainita para uma estrutura ferrítica;
- apesar da junta Mn-Mo se apresentar a mais refinada de todas e com estrutura quase que exclusivamente constituída de ferrita acicular, tanto na região RC como em RR, ratificando o que a literatura menciona sobre o efeito do Mo na formação da ferrita acicular [45,51,52,59], a tenacidade não foi muito boa. Isto provavelmente porque a dureza da solda se apresenta em níveis mais elevados.

Isto permite destacar que uma análise simplista, com base apenas na microestrutura, não pode ser utilizada quando se compara diferentes composições químicas, ou famílias de consumíveis.

IV.2.1.2 – Juntas com TTAT por MEV

IV.2.1.2.1 - Junta Ni

As figuras IV.7 a IV.10 apresentam o aspecto microestrutural por MEV com ampliação de 5.000x do metal de solda da **junta Ni** original e após os diferentes TTATs, nas regiões RC e RR. Verifica-se na junta Ni original (figura IV.7) que a RC

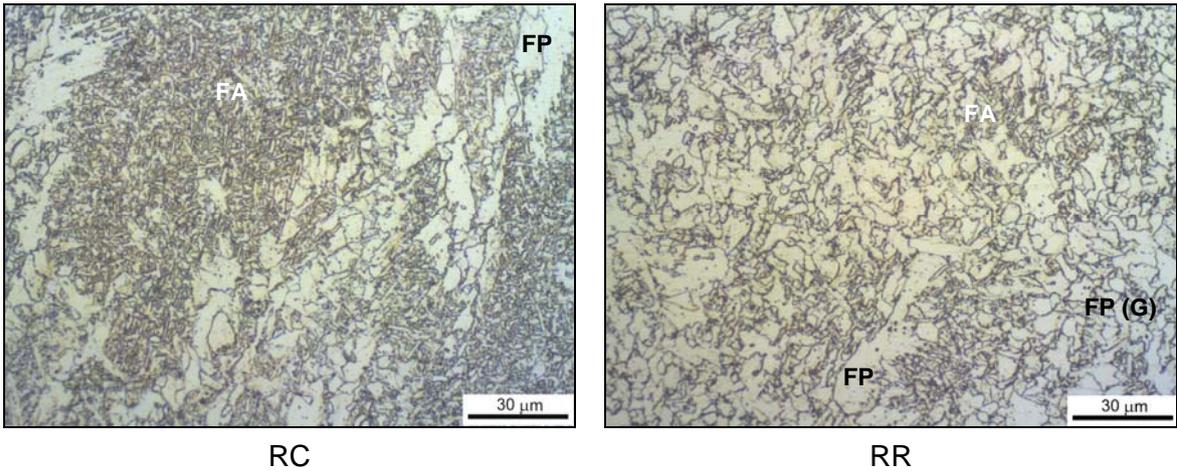
apresenta ferrita acicular e agregados finamente dispersos enquanto a RR apresenta ferrita tendendo a poligonal com granulometria um pouco mais grosseira e agregados também finamente dispersos. Nas figuras IV.8 e IV.9, que mostram os efeitos dos TTATs nas temperaturas de 620°C e 670°C, verifica-se que a estrutura ferrítica da junta original sofreu uma pequena alteração e não se constata a presença de agregados, somente de pequenas inclusões. Já no tratamento térmico a 720° C, conduzido 100° C acima da temperatura recomendada pela norma do consumível, pode-se verificar a presença de grande quantidade de A-M.

IV.2.1.2.2 – Junta Cr-Mo

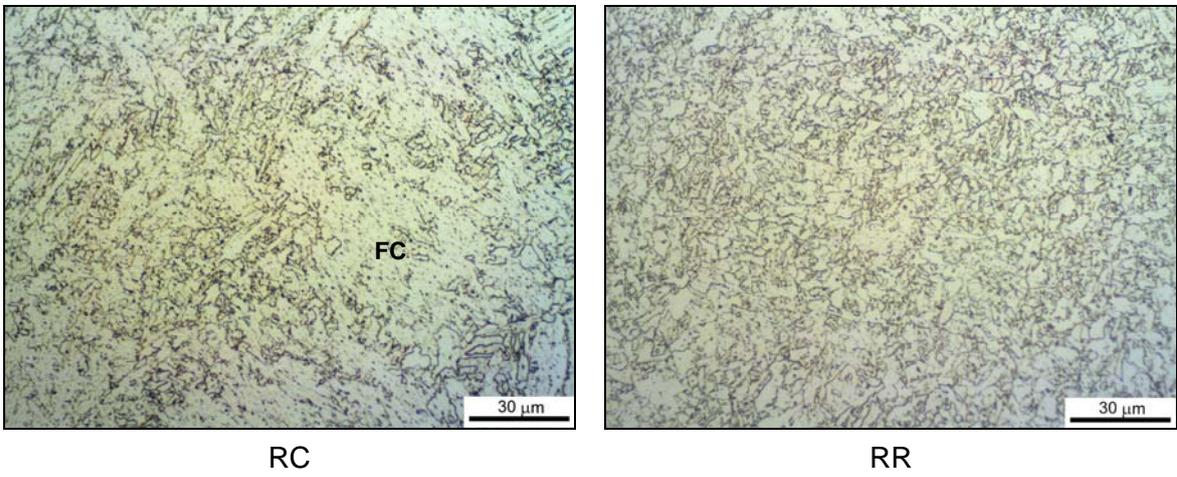
A figura IV.11 ilustra o aspecto por MEV das regiões RC e RR da **junta Cr-Mo** original e as figuras IV.12 e IV.13 apresentam respectivamente as estruturas para TTAT a 620° C e 720°C, visto que não foi observado grandes variações entre as juntas submetidas a TTAT a 620°C e a 670°C. As estruturas formadas neste metal de solda indicam ser do tipo bainíticas (ferrita com agregados) para a RC e ferrítica tendendo a poligonal para RR. Não se verifica uma alteração muito grande na granulometria ferrítica nem na distribuição dos agregados para diferentes temperaturas de TTAT, e não foi evidenciada a presença do microconstituente A-M.

IV.2.1.2.3 – Junta Mn-Mo

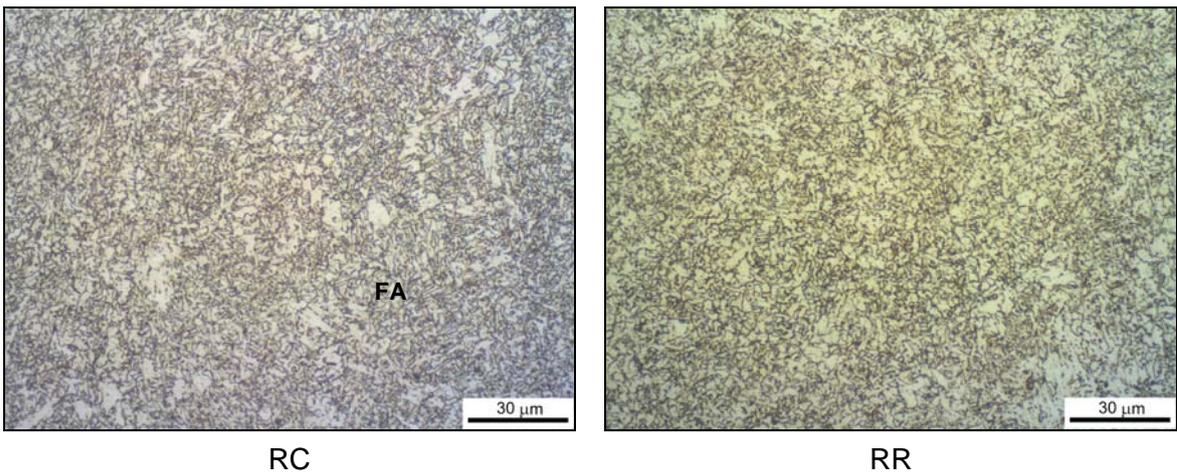
A junta Mn-Mo original está apresentada na figura IV.14. O aspecto por MEV mostra uma estrutura ferrítica acicular bem fina na região RC e uma estrutura ainda acicular na região RR, como já havia sido verificado por microscopia ótica (figura IV.6). Para esta junta somente foi constatada uma variação na microestrutura na temperatura de TTAT de 720° C, figura IV.15, e mesmo assim a estrutura continuou refinada, apenas com a presença de algumas microfases (A-M).



Junta Ni original



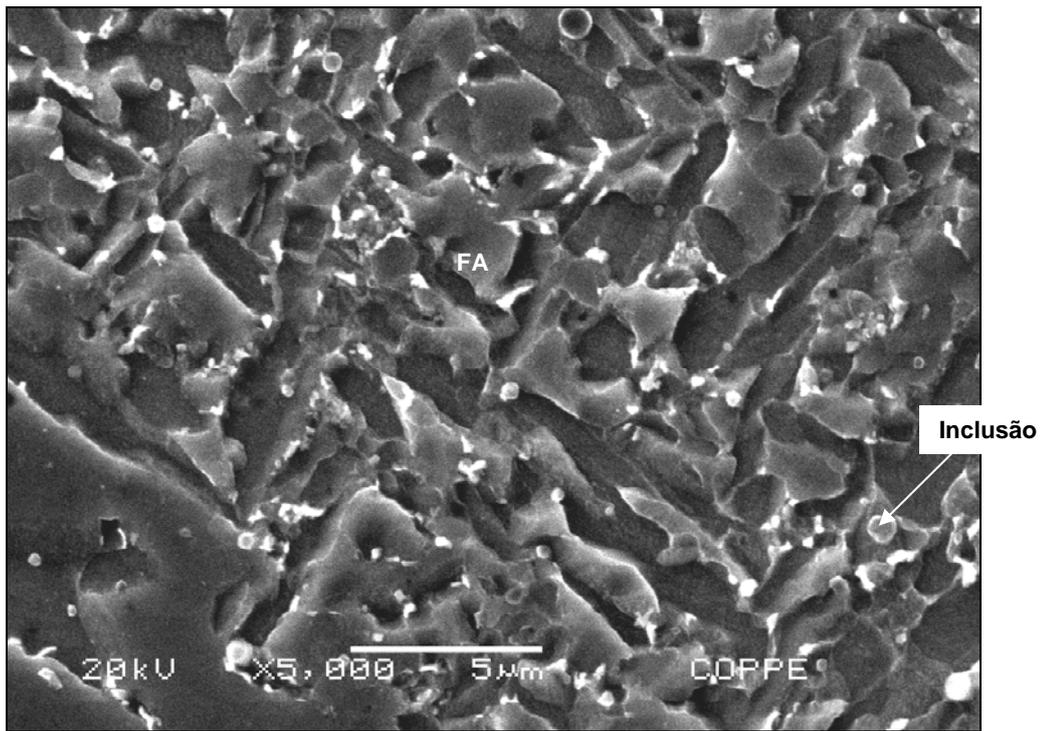
Junta Cr-Mo original



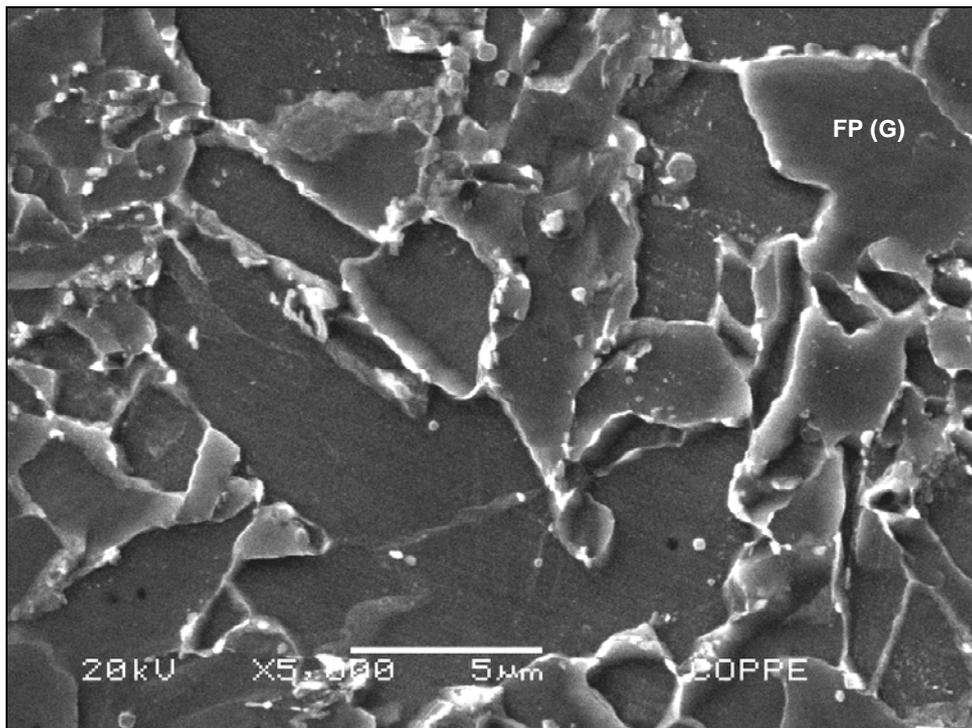
Junta Mn-Mo original

Legenda: FA – ferrita acicular FP – ferrita primária FP (G) ferrita poligonal FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.6 – Aspecto microestrutural por MO das juntas originais, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reauecidos (RR).



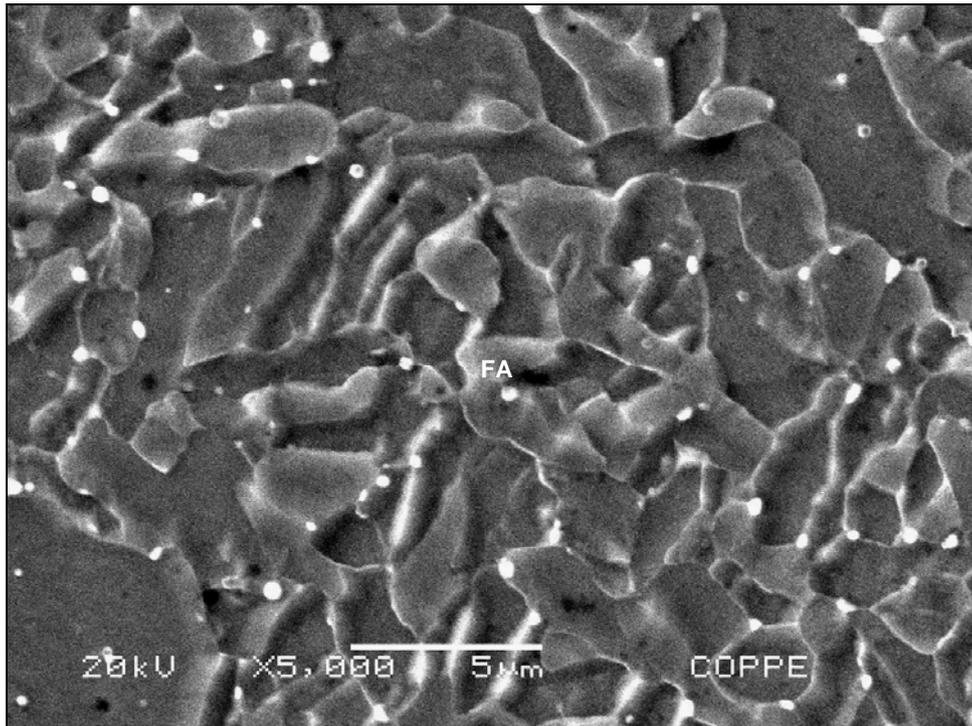
RC



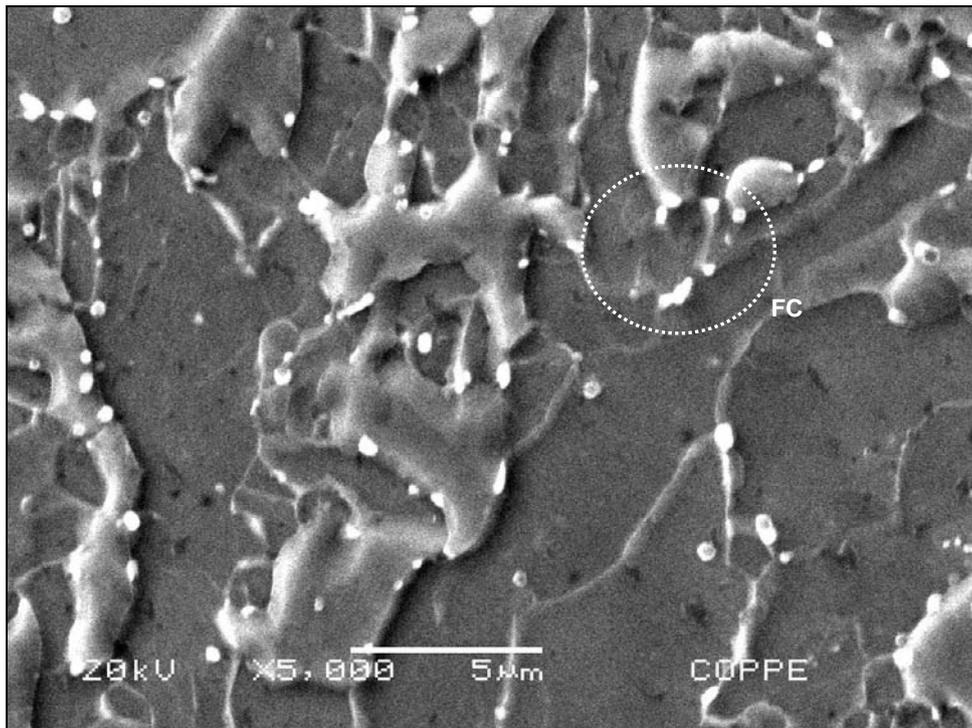
RR

Legenda: FA – ferrita acicular FP (G) ferrita poligonal FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.7 – Aspecto microestrutural por MEV da **junta Ni original**, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquecidos (RR).



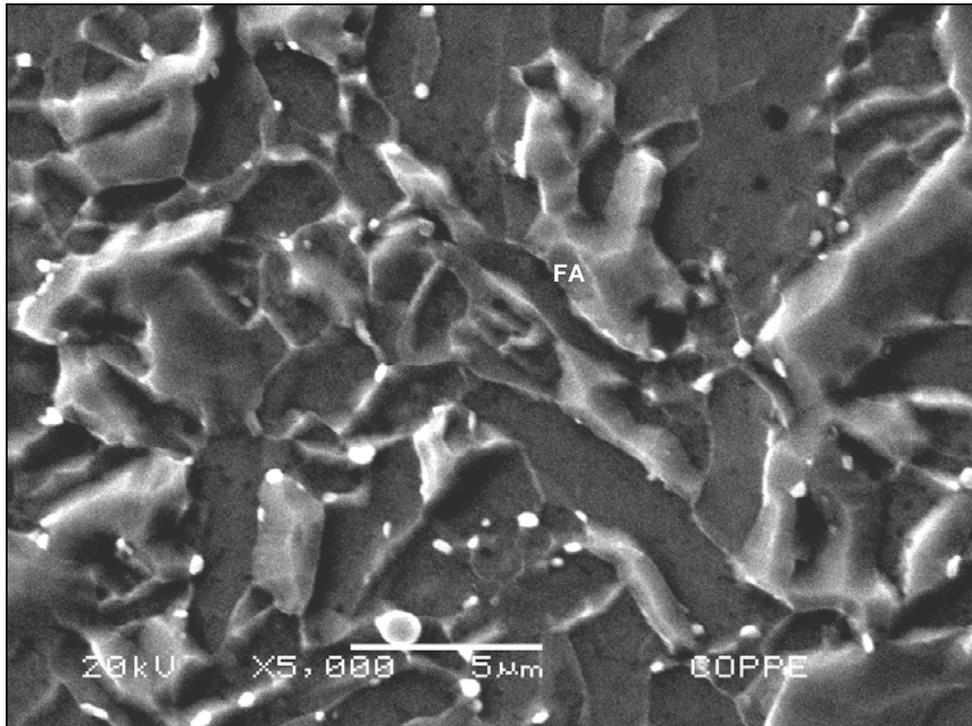
RC



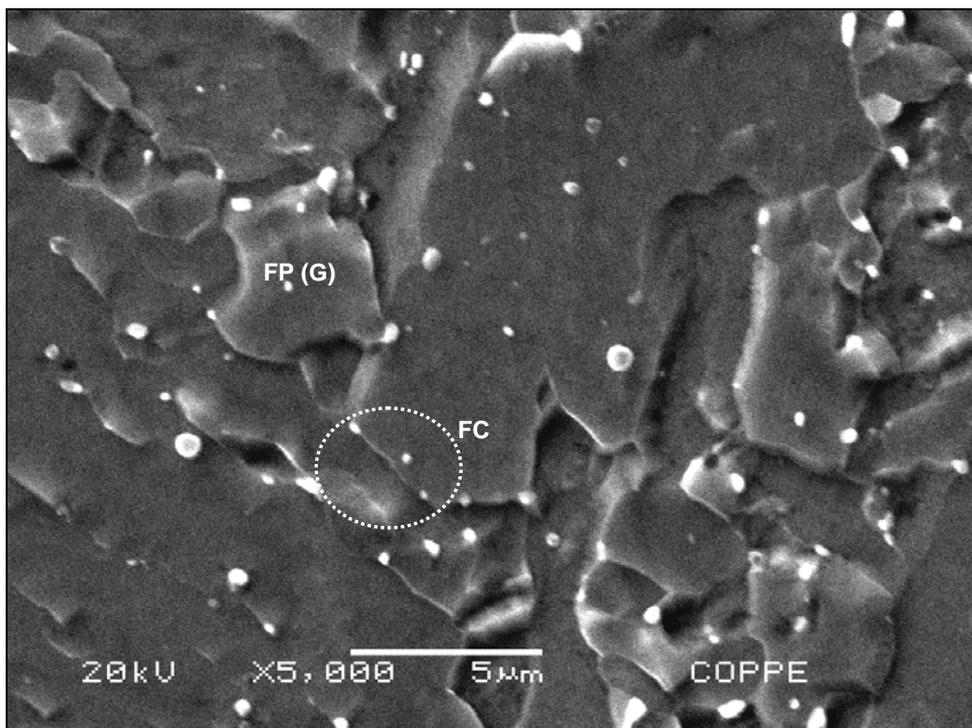
RR

Legenda: FA – ferrita acicular FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.8 – Aspecto microestrutural por MEV da junta Ni 620, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquentados (RR).



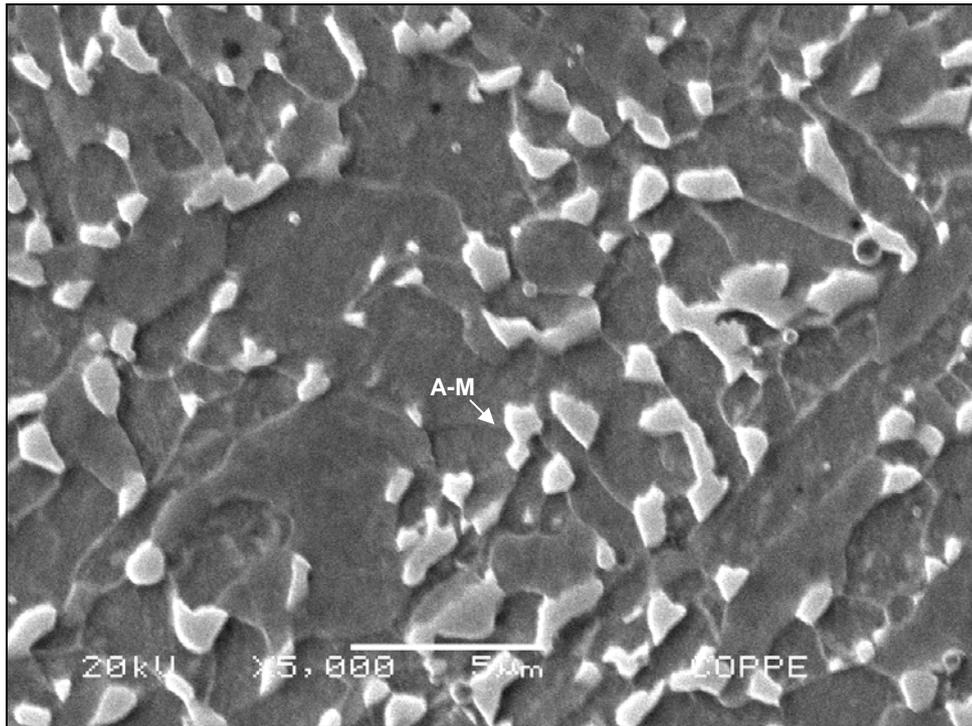
RC



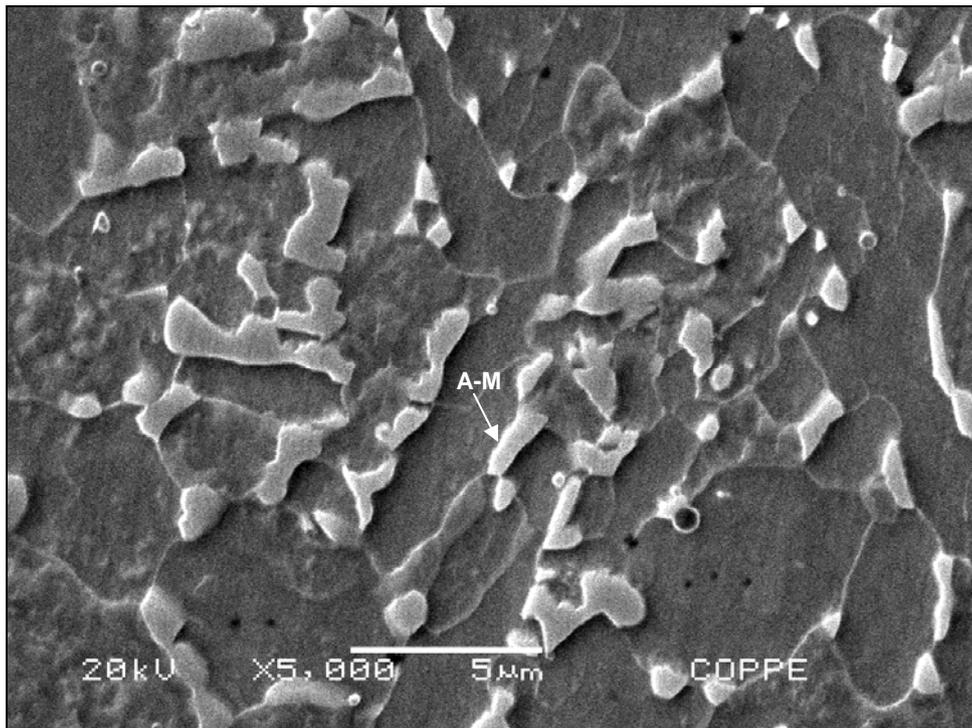
RR

Legenda: FA – ferrita acicular FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.9 – Aspecto microestrutural por MEV da junta Ni 670, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquentados (RR).



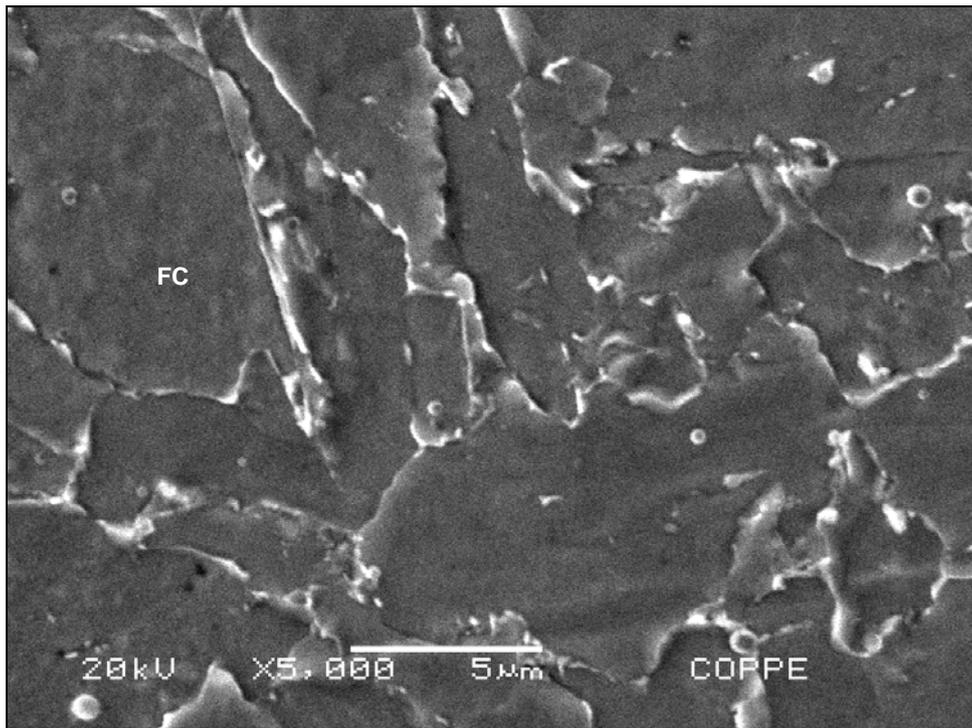
RC



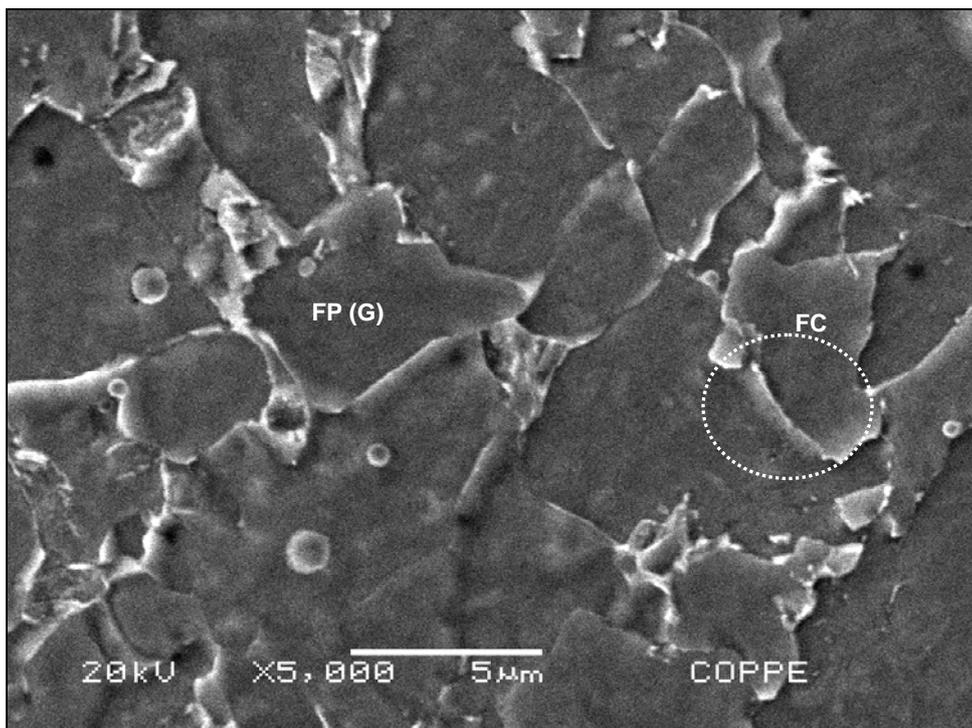
RR

Legenda: A-M – microfase austenita - martensita

Figura IV.10 – Aspecto microestrutural por MEV da **junta Ni 720**, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquecidos (RR).



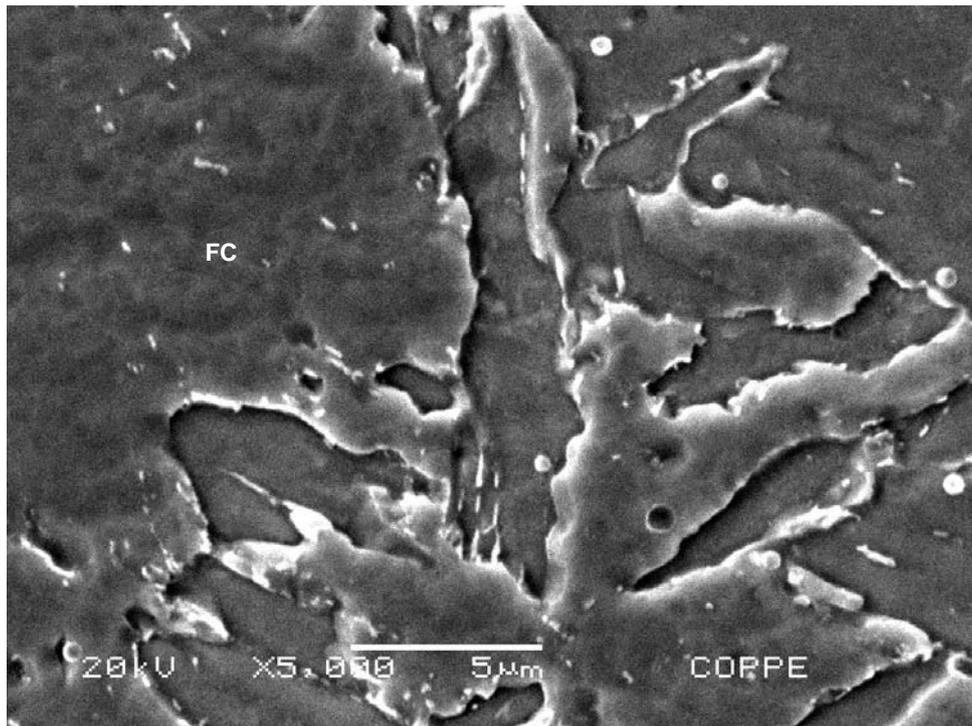
RC



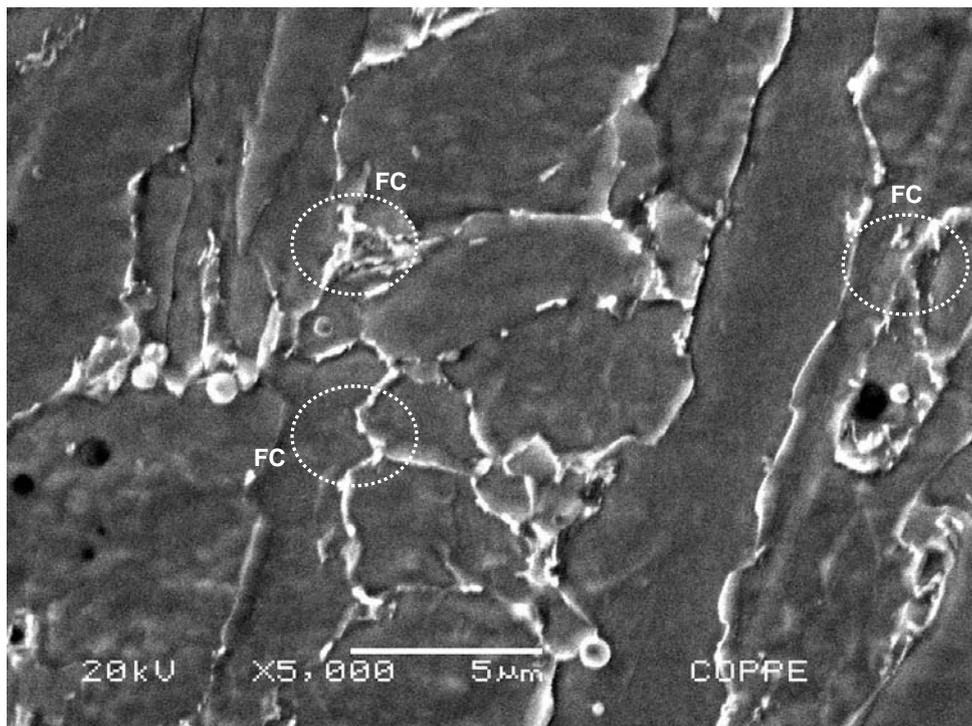
RR

Legenda: FP (G) ferrita poligonal FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.11 – Aspecto microestrutural por MEV da junta Cr-Mo original, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquecidos (RR).



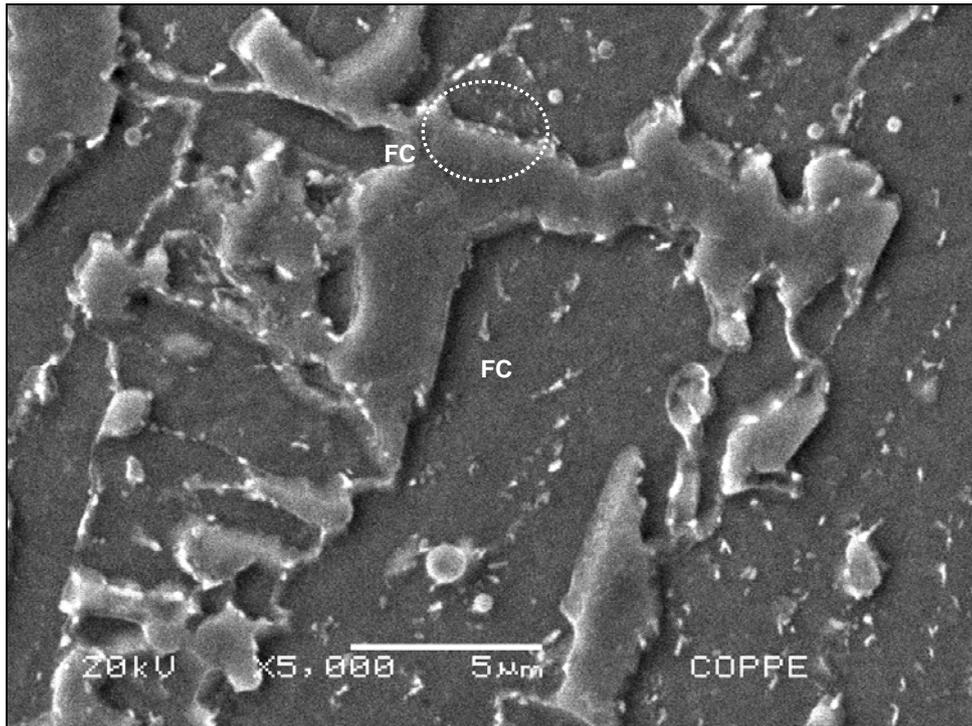
RC



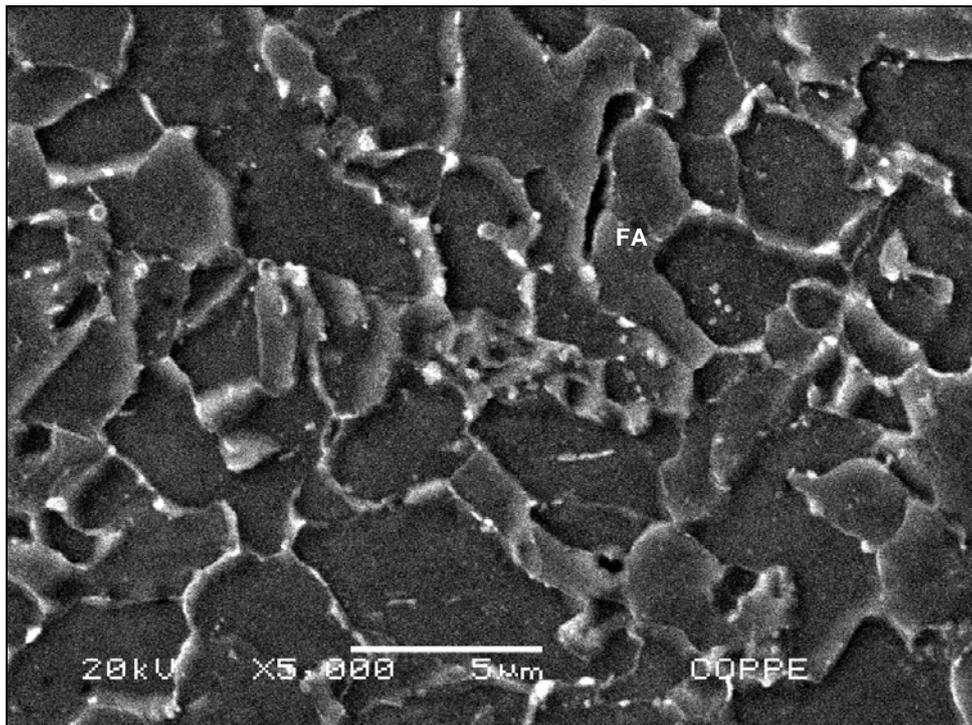
RR

Legenda: FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.12 – Aspecto microestrutural por MEV da **junta Cr-Mo 620**, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquecidos (RR).



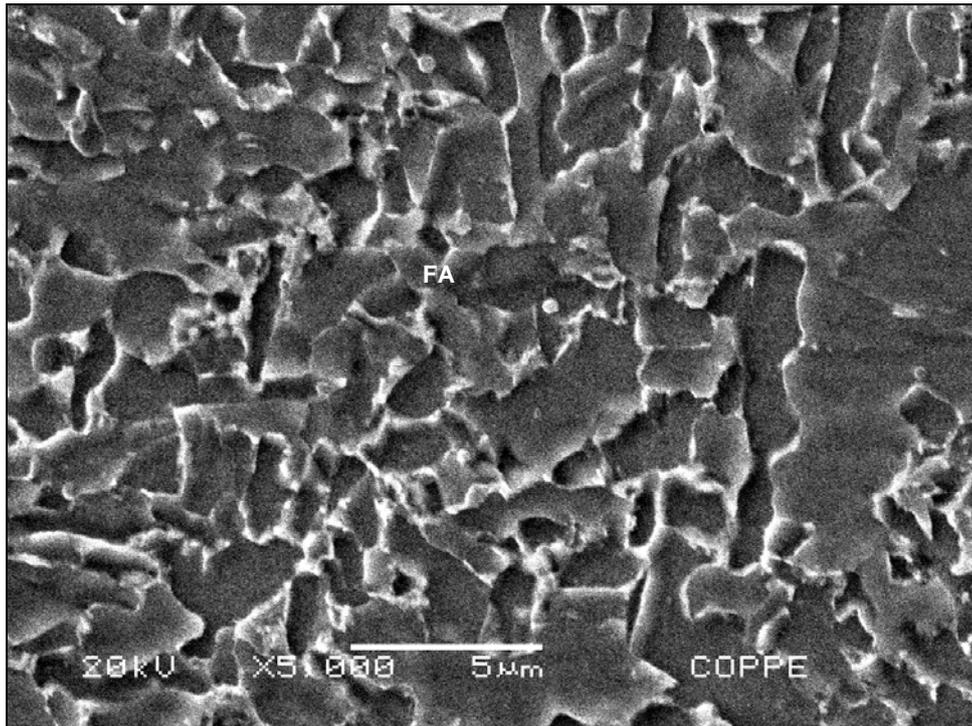
RC



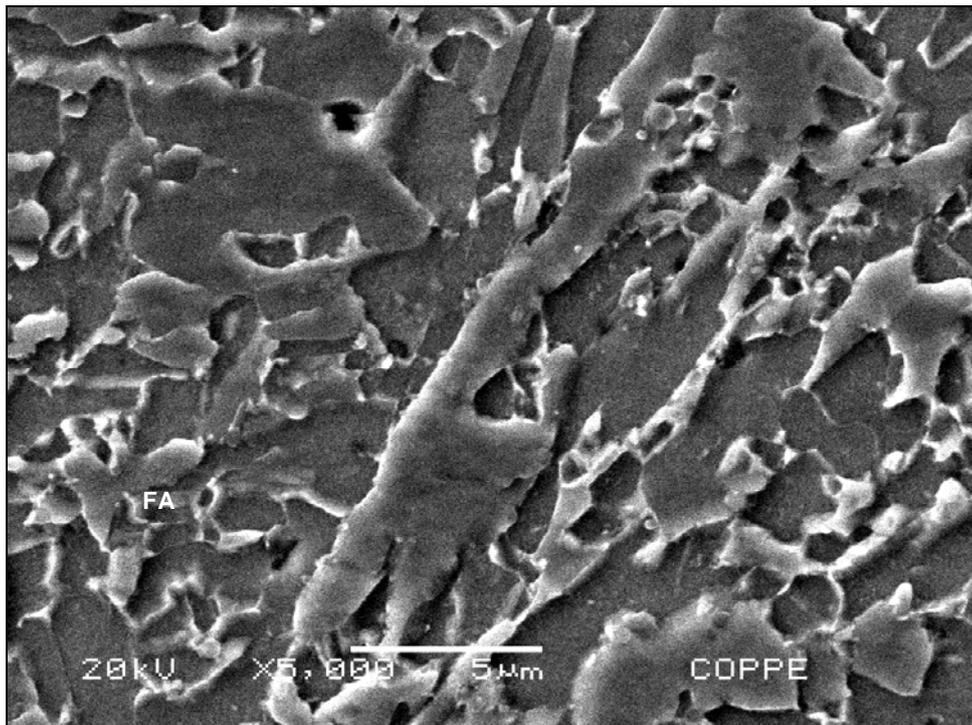
RR

Legenda: FA – ferrita acicular FC – ferrita + carbonetos

Figura IV.13 – Aspecto microestrutural por MEV da **junta Cr-Mo 720**, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquelidos (RR).



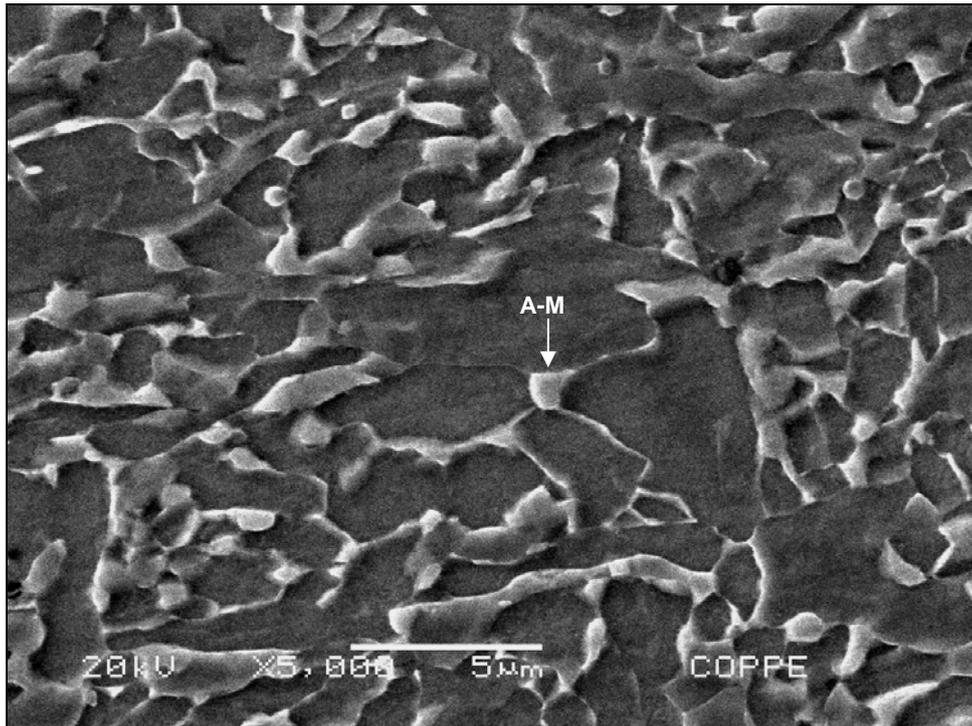
RC



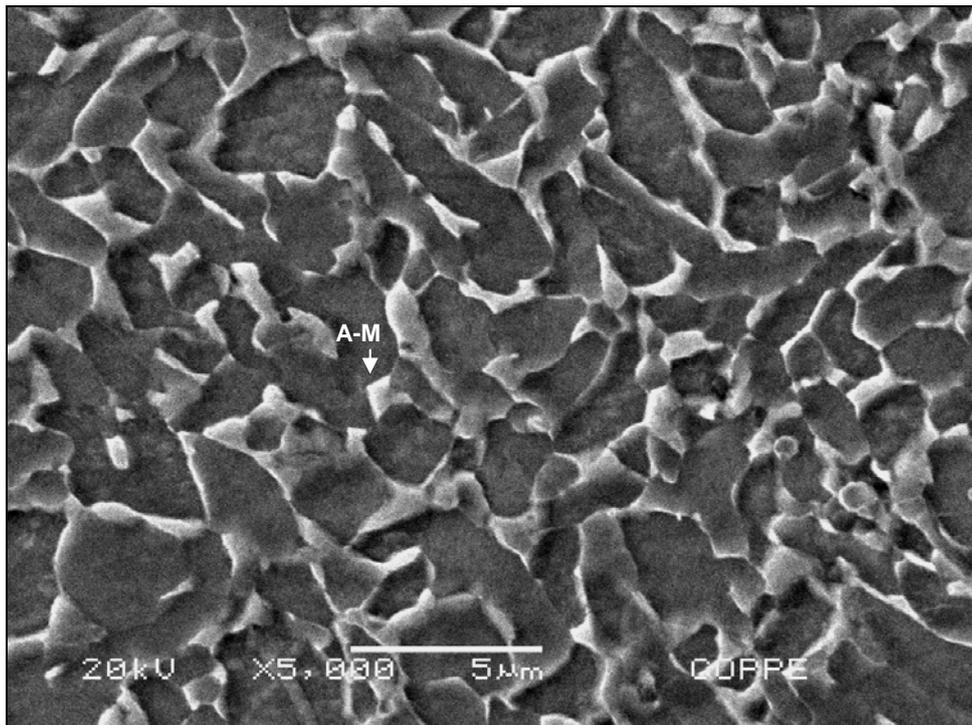
RR

Legenda: FA – ferrita acicular

Figura IV.14 – Aspecto microestrutural por MEV da **junta Mn-Mo original**, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquescidos (RR).



RC



RR

Legenda: A-M – microfase austenita - martensita

Figura IV.15 – Aspecto microestrutural por MEV da **junta Mn-Mo 720**, sendo observada as regiões de grãos colunares (RC) e região de grãos reaquecidos (RR).

IV.2.1 – Ensaio Charpy V do Metal de Solda

A tabela IV.6 apresenta os resultados dos ensaios Charpy V do metal de solda das diferentes juntas Ni, Cr-Mo e Mn-Mo, após os novos ciclos de TTAT, e a figura IV.16 ilustra os valores obtidos na forma de gráficos, onde se pode analisar a tendência com o alívio e a dispersão dos resultados. Os ensaios foram realizados na temperatura de qualificação de cada tipo de junta soldada. Na tabela IV.6 estão identificados também os CPs que foram analisados fractograficamente por MEV, cujos micromecanismos de fratura estão ilustrados nas figuras IV.17 a IV.19.

É interessante verificar na figura IV.16 que os valores de energia Charpy V da junta Ni se mostraram muito altos na temperatura de TTAT de 620°C e com grande dispersão. Na temperatura de 670 °C houve uma redução da dispersão, mantendo a média similar, porém na temperatura de 720°C houve uma queda drástica e os valores foram muito consistentes (sem dispersão). A figura IV.17 mostra que os micromecanismos de fratura no CP A com TTAT a 620°C foram do tipo quasi-clivagem, com regiões de fratura por clivagem e dúctil (137J), e revelam pequenas facetas e muitas trincas secundárias no CP E com TTAT a 720°C (40J).

Na junta Cr-Mo constata-se na figura IV.16 que a dispersão de resultados é grande para todas as temperaturas, mas o TTAT em mais alta temperatura favorece maior energia Charpy V e o mecanismo muda de clivagem (14J e 18J) para dúctil (134J), conforme ilustrado na figura IV.18.

Para a junta Mn-Mo, figura IV.16, os resultados individuais de energia mostram pequena dispersão e um leve aumento de energia Charpy V para maiores temperaturas de TTAT, com mecanismos de quasi-clivagem e microcavidades verificados em todas as condições, figura IV.19.

Tabela IV.6 – Resultados dos ensaios Charpy V, sendo grifado os CPs que foram registrados o aspecto fractográfico por MEV.

Junta	CP	TTAT		
		620°C	670°C	720°C
Ni fractografias na figura IV.16	A	137 J	147 J	31 J
	B	191 J	139 J	35 J
	C	156 J	137 J	36 J
	D	154 J	154 J	39 J
	E	132 J	158 J	40 J
	Média*	154 J ± 23	147 J ± 9	36 J ± 4
	Temperatura do ensaio -60°C			
	<i>média de energia da junta Ni original de 79J</i>			
Cr-Mo fractografias na figura IV.17	A	18 J	20 J	14 J
	B	55 J	24 J	134 J
	C	21 J	52 J	88 J
	D	21 J	39 J	95 J
	E	76 J	16 J	98 J
	Média*	38 J ± 26	30 J ± 15	86 J ± 44
	Temperatura do ensaio -18°C			
	<i>média de energia da junta Cr-Mo original de 21J</i>			
Mn-Mo fractografias na figura IV.18	A	51 J	33 J	76 J
	B	51 J	43 J	72 J
	C	55 J	58 J	74 J
	D	51 J	52 J	54 J
	E	53 J	33 J	65 J
	Média*	52 J ± 2	44 J ± 11	68 J ± 9
	Temperatura do ensaio -46°C			
	<i>média de energia da junta Mn-Mo original de 31J</i>			

* - Valor médio e desvio padrão.

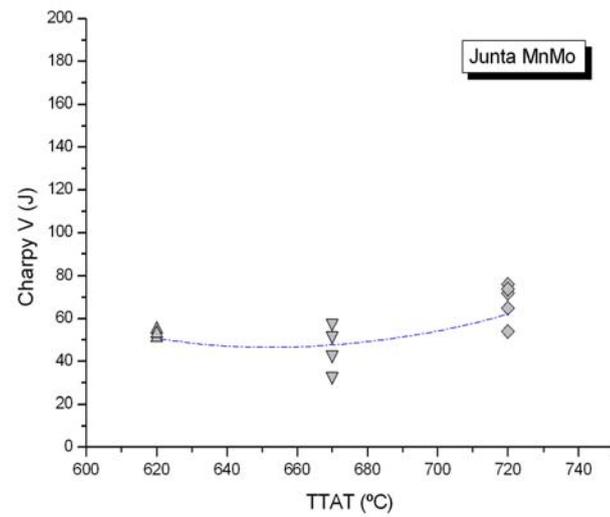
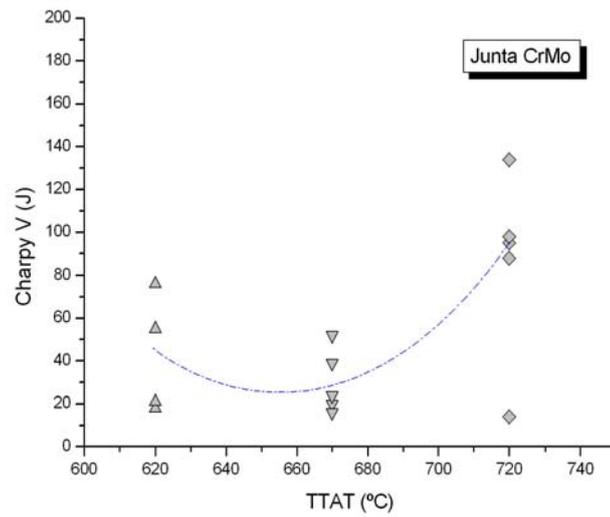
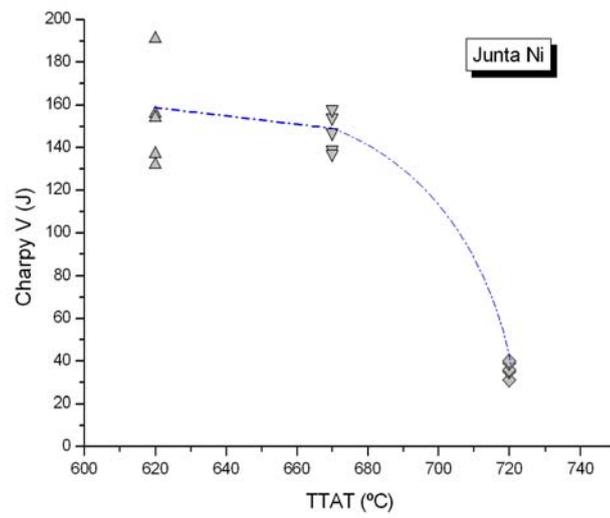
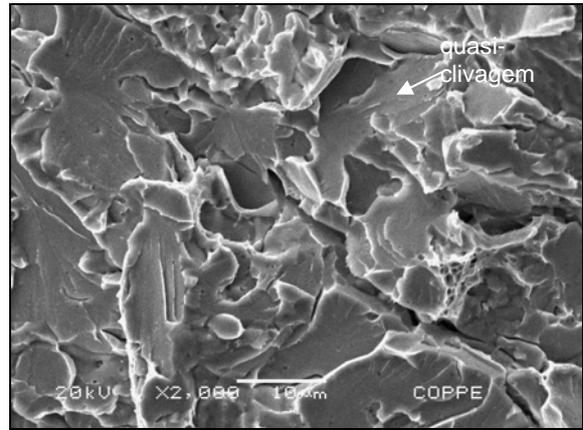
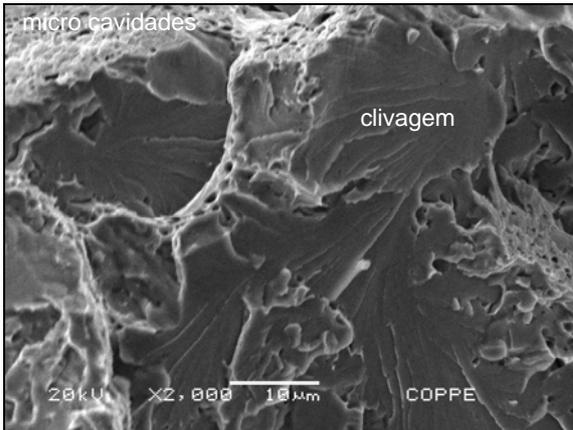
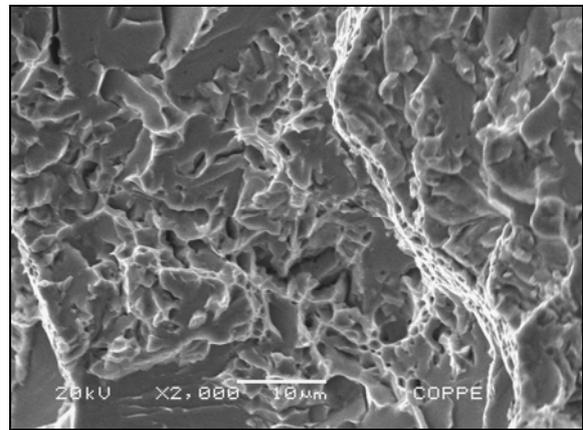
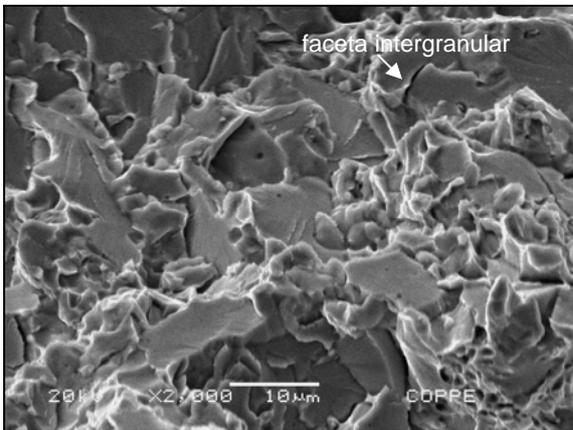


Figura IV.16 – Resultados de Charpy V na forma gráfica.

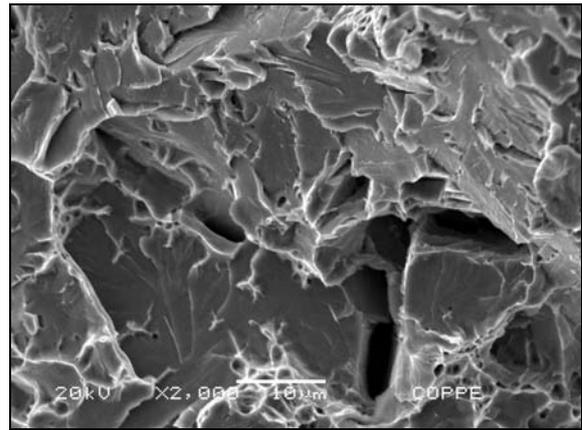
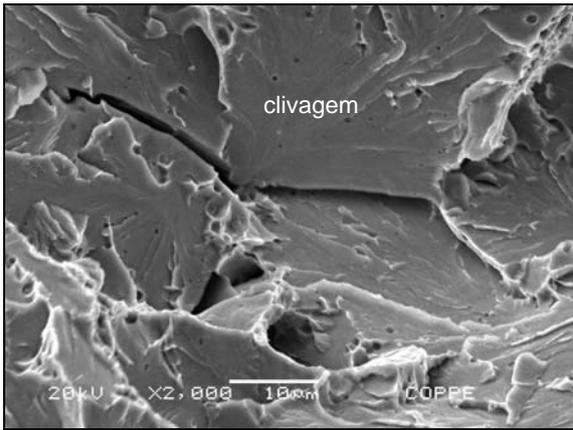


CP A – TTAT 620°C – energia absorvida 137J

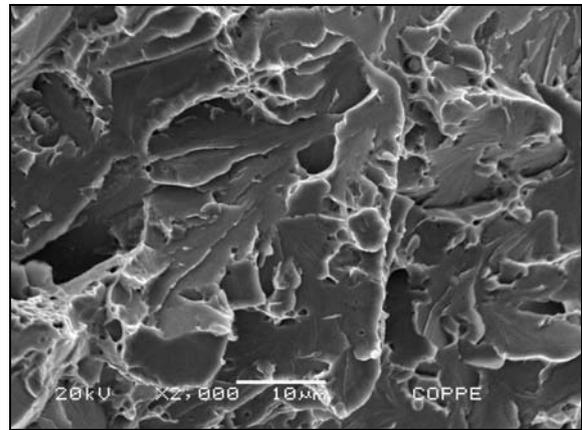
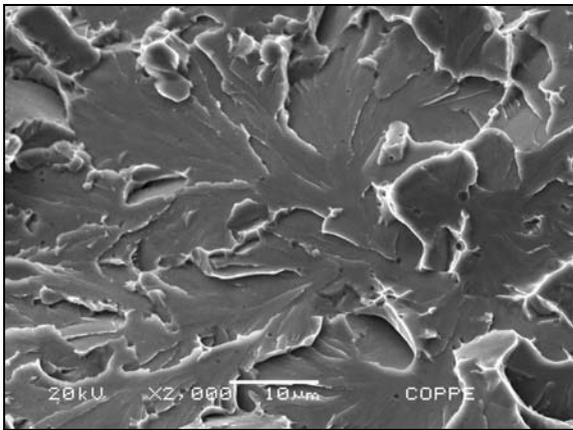


CP E – TTAT 720°C – energia absorvida 40J

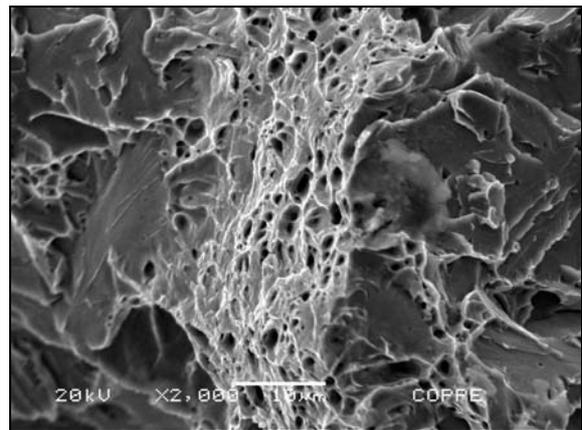
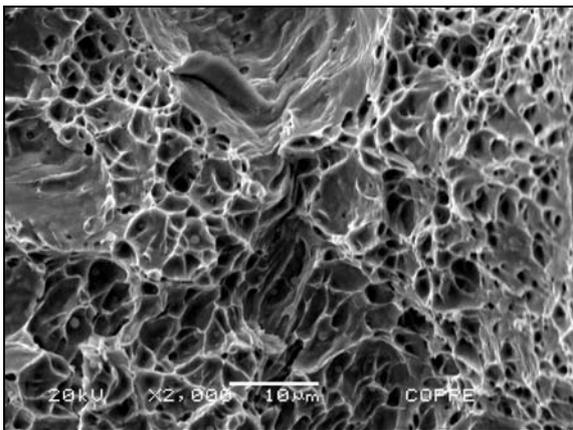
Figura IV.17 – Aspecto fractográfico da superfície dos CP A e E da **junta Ni** submetida a TTAT a 620° C e a 720° C.



CP A – TTAT 620°C – energia absorvida 18J

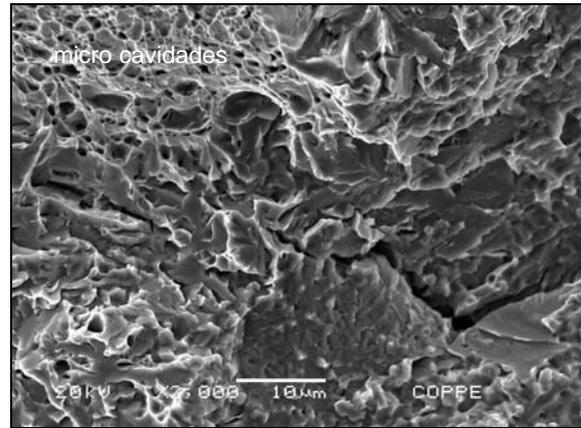
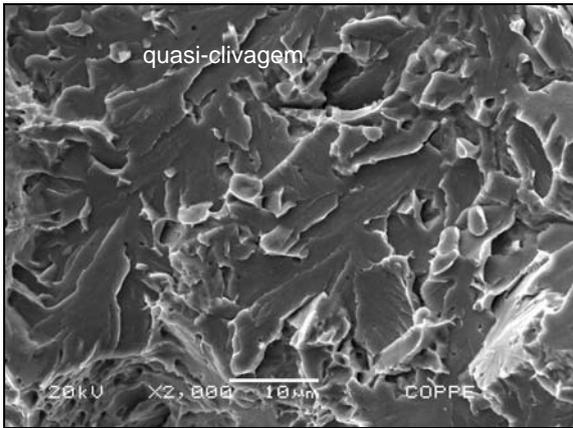


CP A – TTAT 720°C – energia absorvida 14J

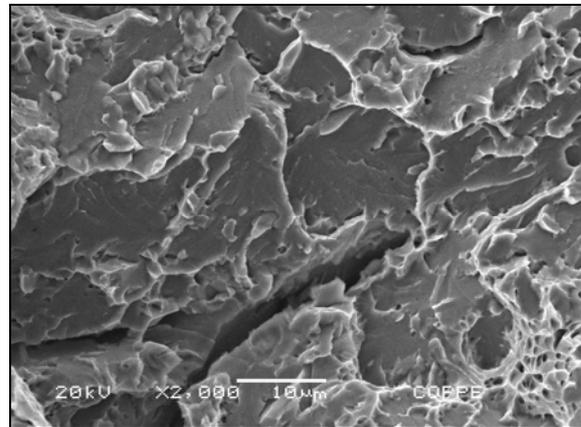
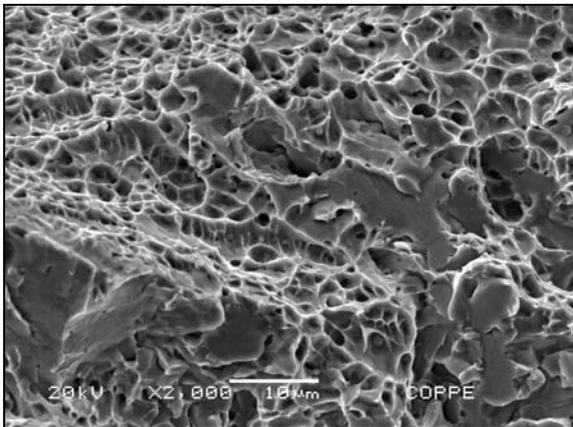


CP B – TTAT 720°C – energia absorvida 134J

Figura IV.18 – Aspecto fractográfico da superfície dos CP A e B da junta Cr-Mo submetida a TTAT a 620° C e a 720° C.



CP C – TTAT 620°C – energia absorvida 55J



CP E – TTAT 720°C – energia absorvida 65J

Figura IV.19 – Aspecto fractográfico da superfície dos CP C e E da **junta Mn-Mo** submetida a TTAT a 620° C e a 720° C.

IV.3.3 – Avaliação Quantitativa das RC e RR nos CPs Charpy V

Foi conduzida a avaliação quantitativa das regiões colunares (RC) e reaquecidas (RR) na região do entalhe, conforme apresentado no capítulo III. O aspecto macrográfico de cada CP está apresentado no Anexo 1 e os valores obtidos na quantificação das regiões estão apresentados nas figuras IV.20 a IV.22, respectivamente para as juntas Ni, Cr-Mo e Mn-Mo, em gráficos por temperatura de TTAT x valor de tenacidade x quantidade de regiões (em percentual), sempre lembrando que o somatório das regiões deve ser de 100% e que o comprimento do CP na face entalhada após o ensaio é de aproximadamente 10 mm, em função da expansão lateral.

Constata-se que para todas as juntas soldadas, a quantidade de regiões reaquecidas (RR) que foi avaliada em tenacidade é alta (na ordem de 60%), e não parece existir qualquer relação entre a tenacidade e a quantidade de uma região específica, por exemplo para uma mesma condição de TTAT, junta Cr-Mo a 720°C (figura IV.21), um CP que com energia de 14J apresentou 16% de RC e 84% de RR, enquanto um CP com energia de 134J apresentou 25% de RC e 75% de RR, e CPs intermediários tiveram variações grandes e nenhuma relação com a energia.

Talvez este resultado não siga as tendências verificadas na literatura, de que quanto maior a quantidade de regiões RR maiores os valores de tenacidade, pois as juntas foram soldadas na indústria, feitas por processo manual, e podem existir variações não controladas.

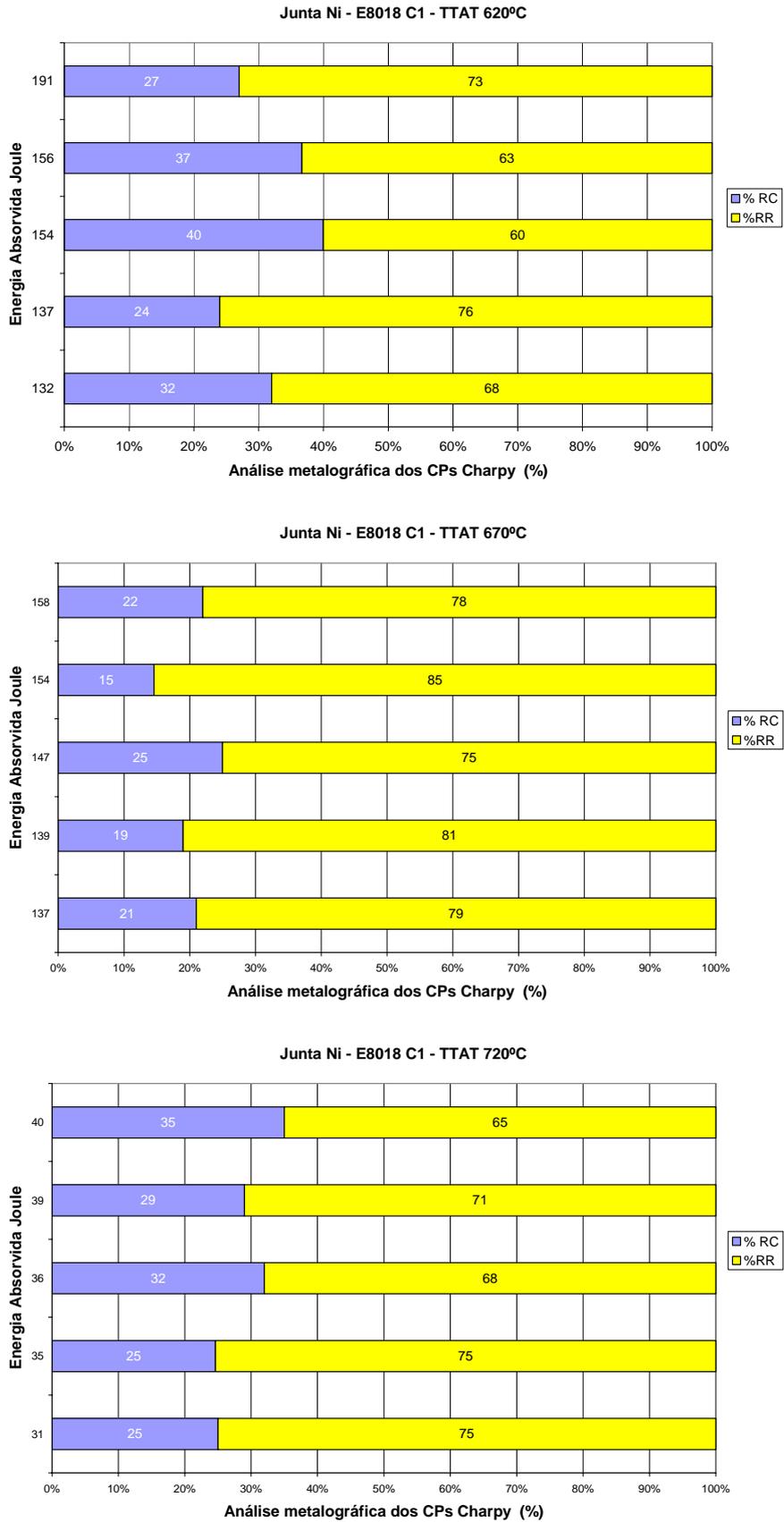


Figura IV.20 – Relação entre a energia absorvida e a análise quantitativa das regiões de grãos colunares e reaquescidos nos CPs de Ensaio Charpy da junta Ni.

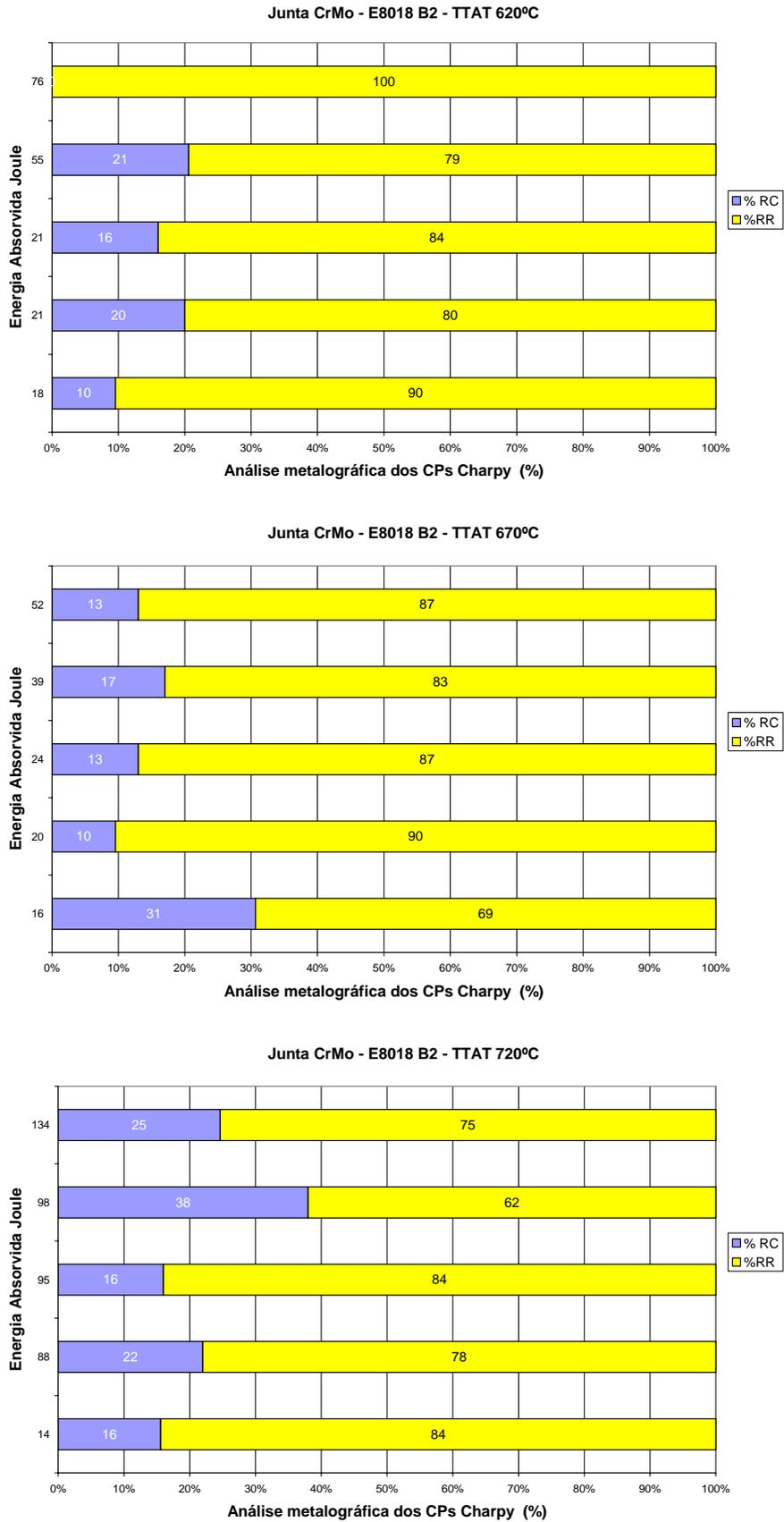


Figura IV.21 – Relação entre a energia absorvida e a análise quantitativa das regiões de grãos colunares e reaquescidos nos CPs de Ensaio Charpy da junta Cr-Mo.

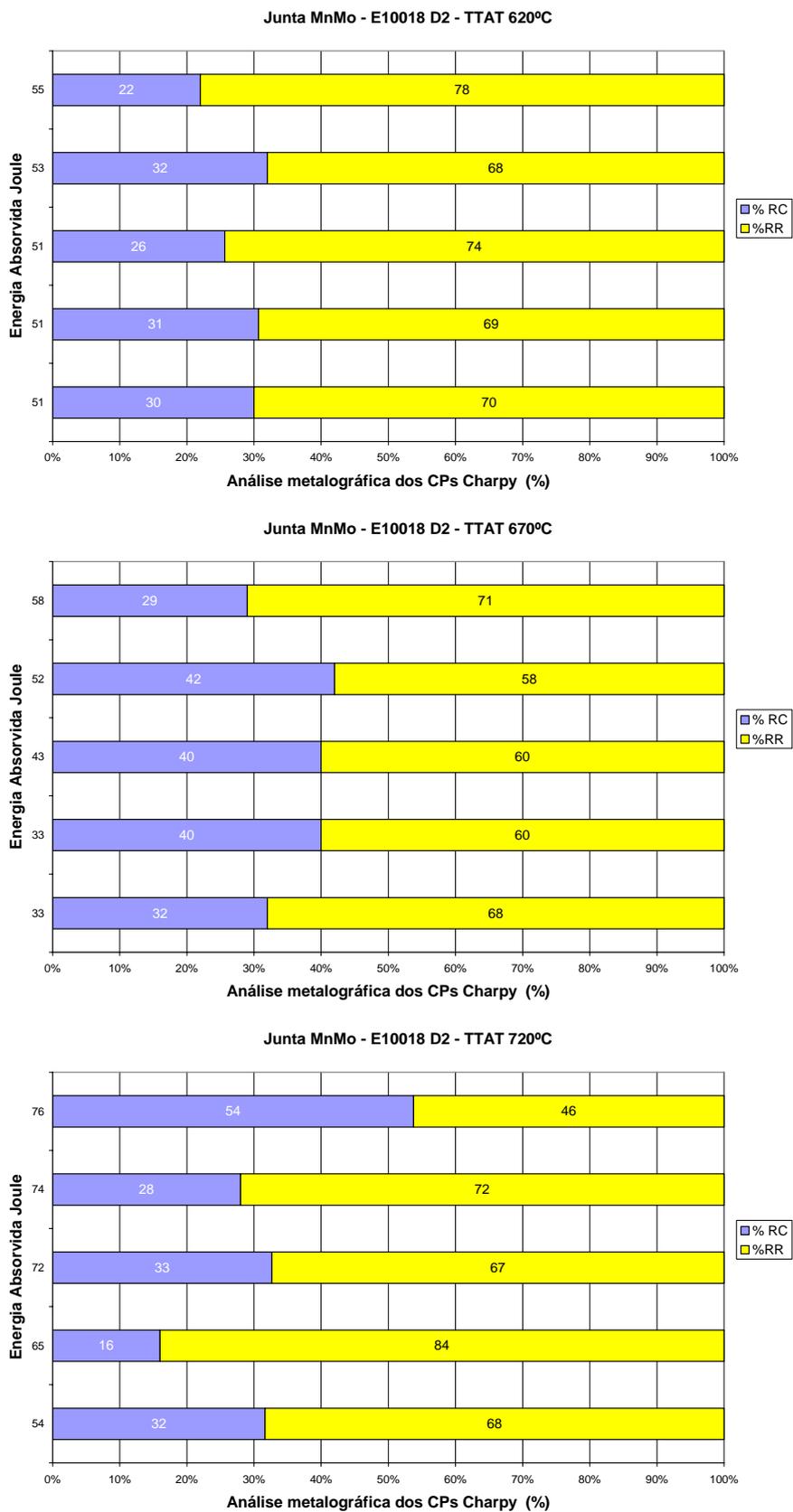


Figura IV.22 – Relação entre a energia absorvida e a análise quantitativa das regiões de grãos colunares e reaquescidos nos CPs de Ensaios Charpy da **junta Mn-Mo**.

IV.4 – AVALIAÇÃO COMPUTACIONAL DA FORMAÇÃO DE FASES EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA

As figuras IV.23 a IV.25 apresentam de forma gráfica os resultados da avaliação de formação / transformação de fases, utilizado o programa THERMO-CAL[®], com auxílio da base de dados TCFE5. Como dados de entrada foram utilizados os valores médios de composição química do metal de solda de cada junta. Como dados de saída são apresentadas as possíveis fases presentes, e seu percentual, em cada temperatura. Com base nestes gráficos, termodinâmicos, é possível avaliar se houve transformação na temperatura de TTAT. Estes gráficos não permitem conhecer transformações no resfriamento posterior.

A fase representada por CFC_A1 no THERMO-CAL[®] tem estrutura cúbica de face centrada (CFC), assim como a fase representada por CCC_A2 tem estrutura de corpo centrado (CCC). Além das fases CCC e CFC existe ainda a possibilidade de formação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e M_7C_6 .

A tabela IV.7 resume a quantidade das principais fases formadas em cada temperatura de alívio, basicamente carbonetos e a formação de austenita (CFC).

Tabela IV.7 – Resumo das fases presentes a cada temperatura de alívio.

Junta	TTAT	% FASES		
		CCC	CFC	carbonetos
Ni	620°C	93,5	5,1	1,4
	670°C	85,5	14,5	-
	720°C	75	25	-
Cr-Mo	620°C	98,5	-	1,5
	670°C	98,5	-	1,5
	720°C	99,9	-	0,1
Mn-Mo	620°C	99	-	1
	670°C	88,5	11	<0,5
	720°C	80	20	-

Estes resultados mostram que cada família de elementos de liga apresenta transformações diferentes no TTAT.

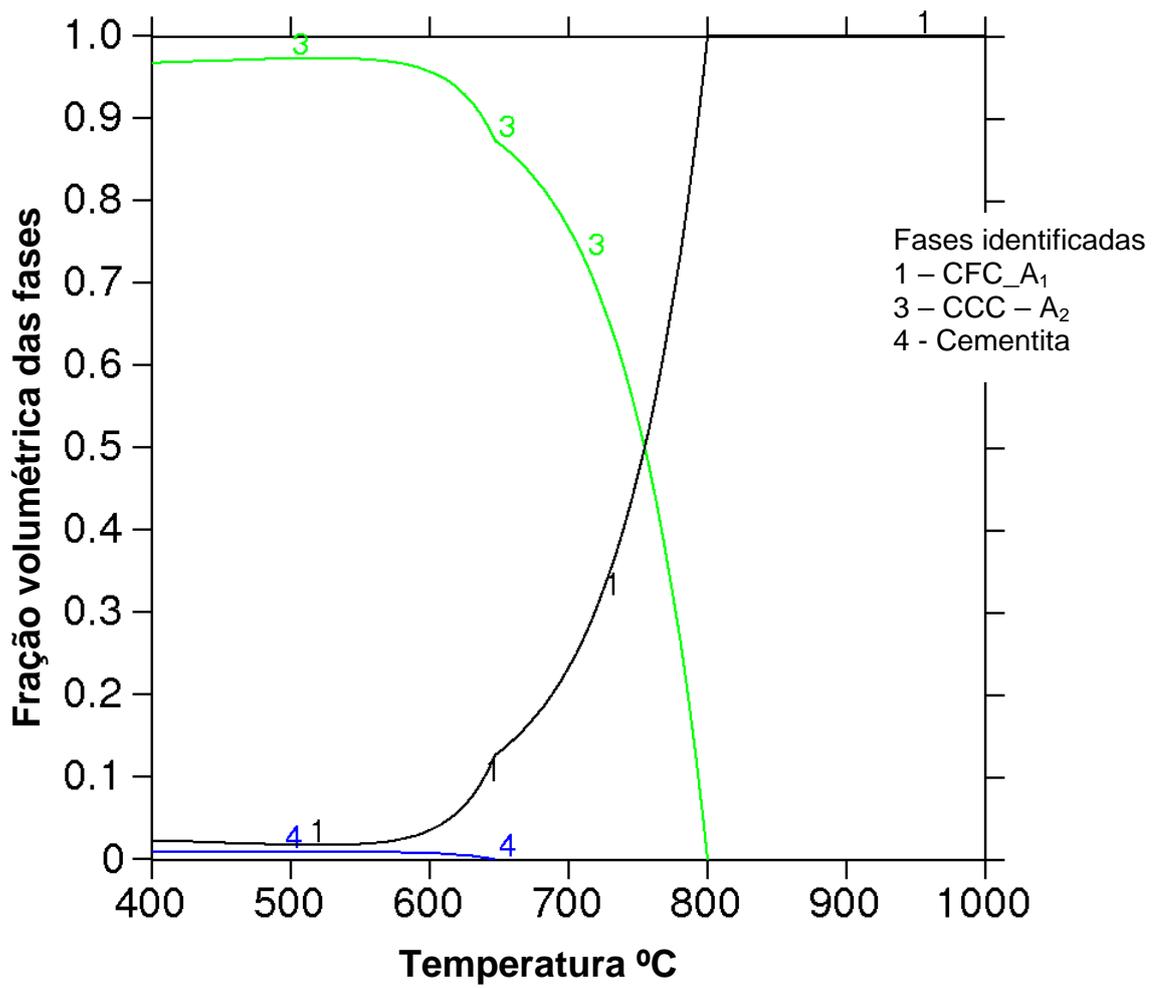


Figura IV.23 – Diagrama de equilíbrio do metal de solda da **junta Ni**, relacionando a fração de massa das fases presentes em função da temperatura.

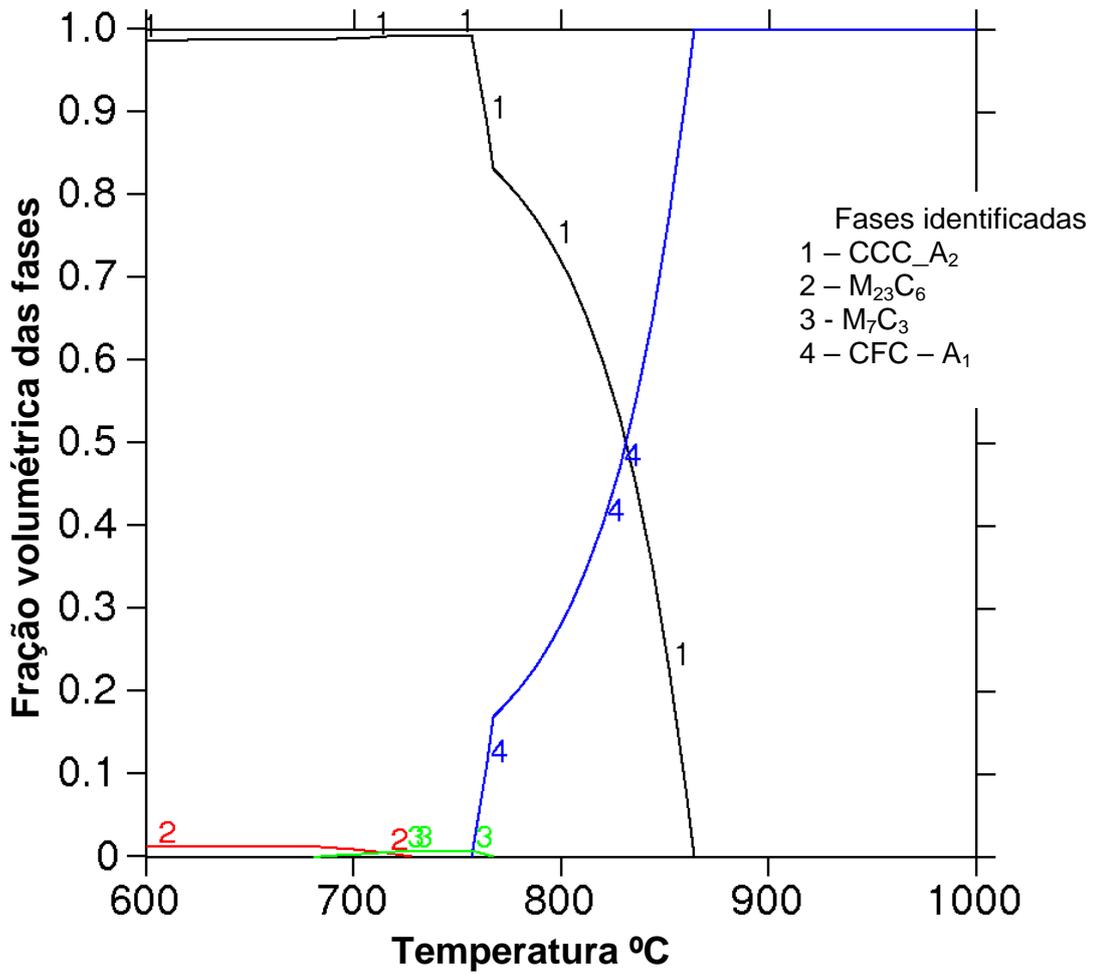


Figura IV.24 – Diagrama de equilíbrio do metal de solda da **junta Cr-Mo**, relacionando a fração de massa das fases presentes em função da temperatura.

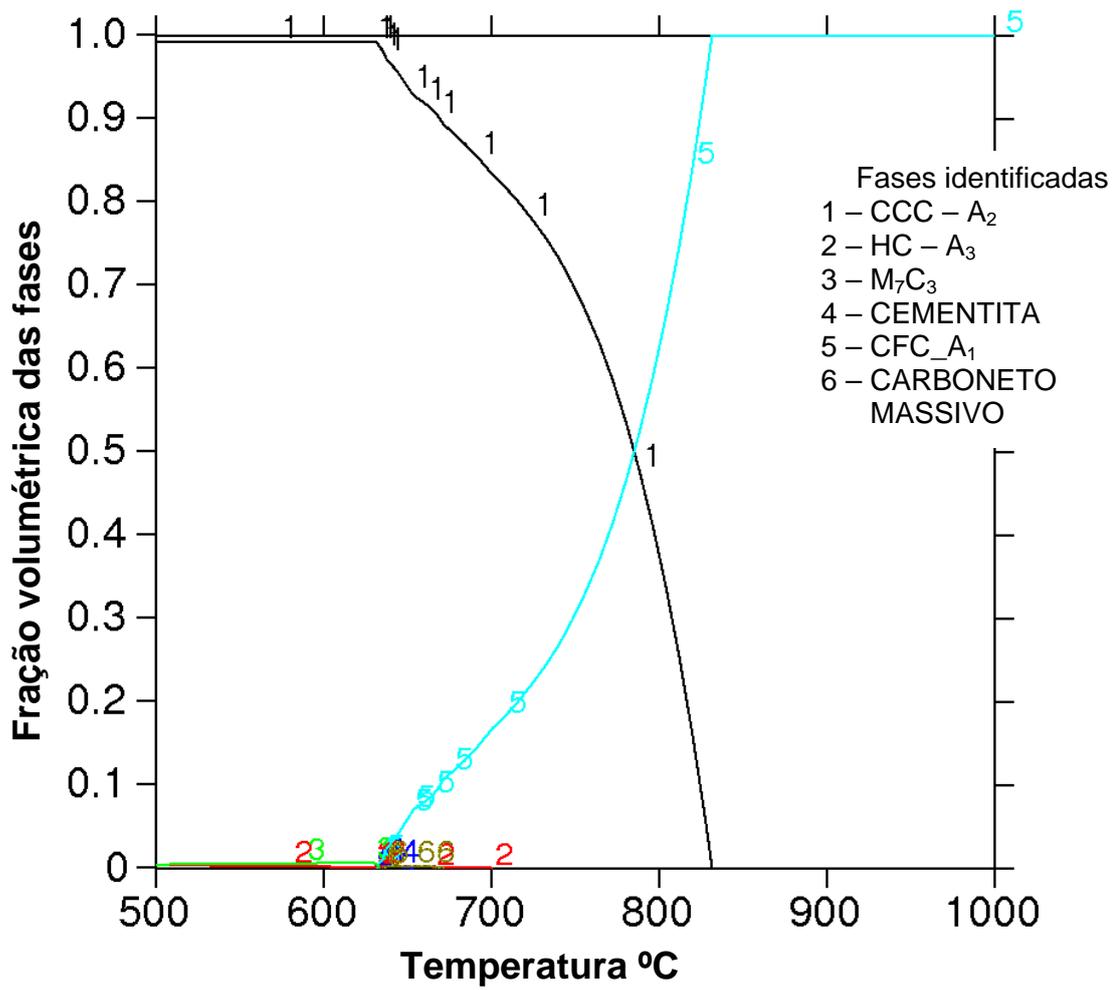


Figura IV.25 – Diagrama de equilíbrio do metal de solda da **junta Mn-Mo**, relacionando a fração de massa das fases presentes em função da temperatura.

CAPÍTULO V

DISCUSSÃO

Este capítulo discute os resultados apresentados enfocando as limitações na seleção de procedimentos de soldagem adotados para estruturas e equipamentos fabricados com aços de alta resistência (tensão limite de escoamento superior a 60Ksi ou 412MPa) considerando que estes sempre requerem tratamentos térmicos de alívio de tensões. Neste caso as temperaturas adotadas para patamar no TTAT devem ser suficientes para aliviar o material de base sem degradá-los e, simultaneamente, aliviar o metal de solda, cujas características dependem da família de elementos de liga adotada para assegurar a alta resistência.

Para facilitar a discussão dos resultados este capítulo foi organizado em três partes: VI.1) Efeitos dos Tratamentos Térmicos nas Juntas Soldadas; VI.2) Efeitos dos Tratamentos Térmicos no Metal de Solda; e VI.3) Combinação Metal de Base x Consumível.

V.1 – EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NAS JUNTAS SOLDADAS

A figura V.1 ilustra os resultados dos ensaios de tração nas juntas soldadas em função dos TTATs realizados. Como a ruptura ocorreu no metal de base em todas as condições, pode-se afirmar que o comportamento em tração das juntas soldadas está associado basicamente ao comportamento do metal de base. De fato as figuras V.2 a V.4 apresentam gráficos de dureza versus TTAT, para cada junta soldada, mostrando que os valores médios de dureza do metal de solda estão sempre maiores do que os valores médios do metal de base, ou seja, a solda é sempre mais resistente que o metal de base, que corresponde ao esperado.

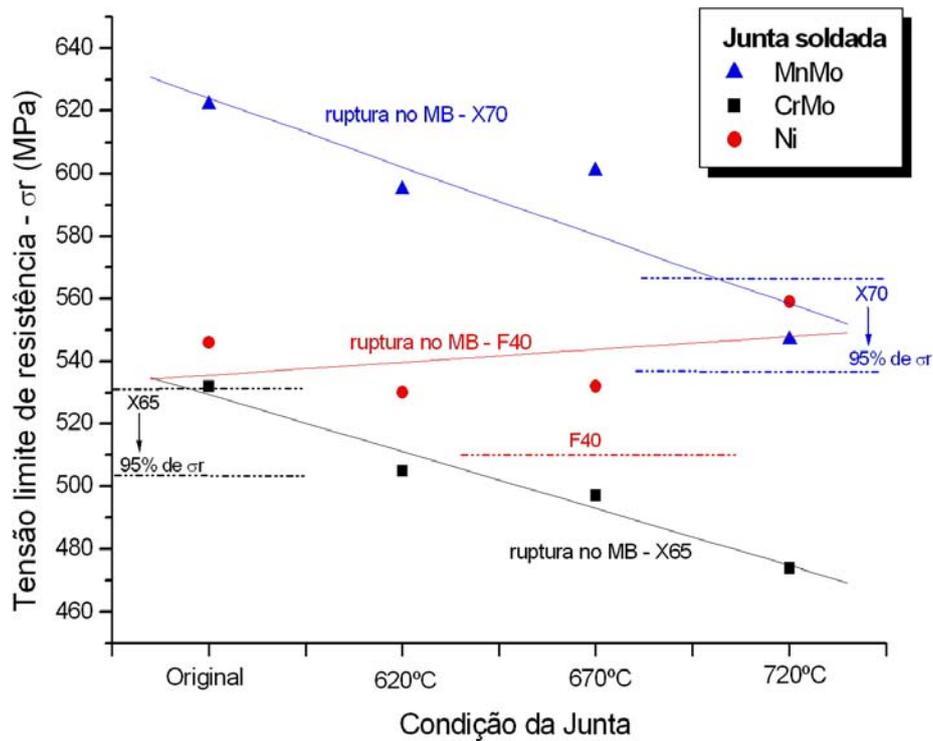


Figura V.1 – Gráfico de tensão limite de resistência levantada para as juntas soldadas Ni, Cr-Mo e Mn-Mo x diferentes condições de TTAT. As linhas pontilhadas indicam os requisitos de projeto conforme apresentado no capítulo III.

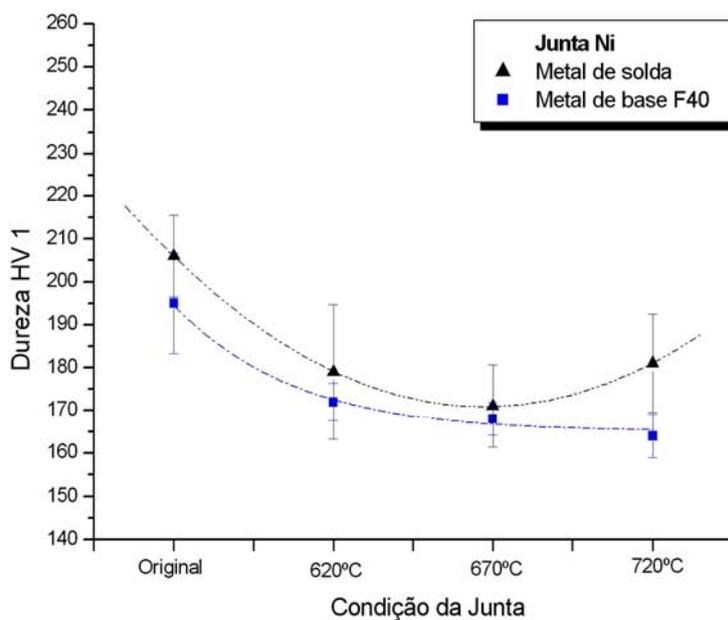


Figura V.2 – Gráfico de dureza do metal de solda (consumível C1) e do metal de base (DNV F40) da Junta Ni para cada condição de TTAT.

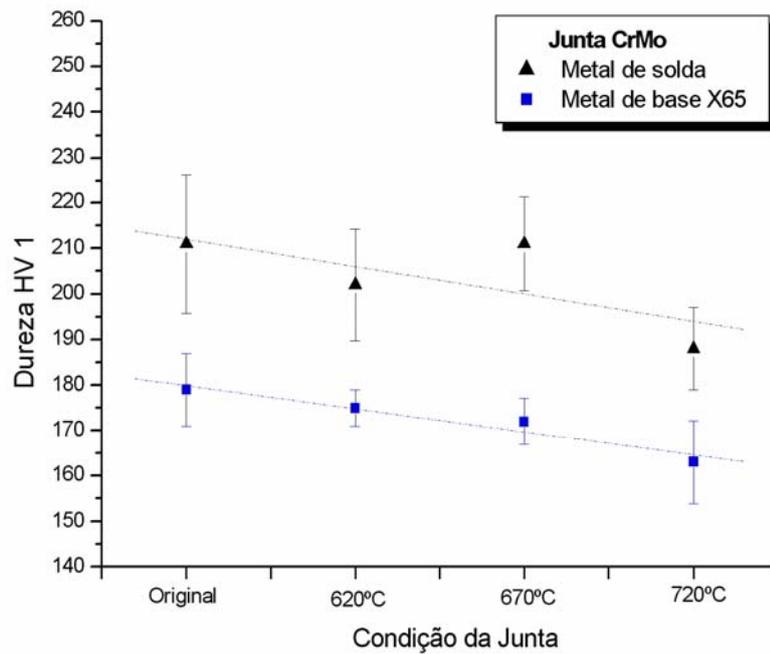


Figura V.3 – Gráfico de dureza do metal de solda (consumível B2) e do metal de base (API 5L X65) da Junta Cr-Mo, para cada condição de TTAT.

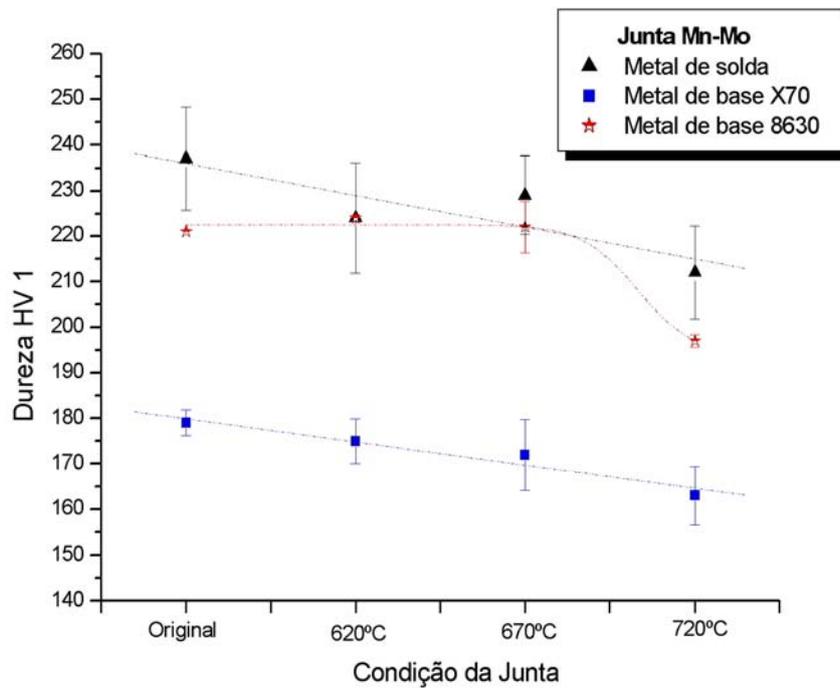


Figura V.4 – Gráfico de dureza do metal de solda (consumível D2) e dos metais de base (API 5L X70 e AISI 8630) da Junta Mn-Mo, para cada condição de TTAT.

A figura IV.1 permite tecer algumas considerações sobre o comportamento das juntas soldadas: a Junta Ni soldada entre aços F40 com consumível tipo C1 não sofreu variação significativa na resistência para nenhuma temperatura de TTAT ou seja, o material de base F40, apesar de ser um aço ferrítico de granulometria refinada, não é sensível ao alívio em alta temperatura. No entanto o efeito de um TTAT de alta temperatura não foi aceitável para o metal de solda, como será visto adiante.

Ao contrário, a Junta Cr-Mo entre aços API X65 com consumível B2 (aliviada na temperatura de 580°C e, portanto bem abaixo dos 690°C requeridos pelo consumível), apresenta na junta original uma tensão limite de resistência um pouco acima da mínima requerida para o metal de base X65, e se fosse aplicado o tratamento térmico recomendado pela AWS para o consumível B2, a junta não seria qualificada, pois para o TTAT a 670°C (menor do que a recomendada) a tensão limite de resistência já é inferior a 95% da mínima tensão requerida para o X65. Esta característica revela que o X65 se alterou muito com o alívio em temperatura um pouco superior à utilizada na EPS, bem abaixo da recomendada pela AWS.

Apesar do API 5L X70 também ser um aço de granulometria refinada e a junta soldada apresentar uma perda substancial de resistência mecânica com a aplicação dos ciclos de TTAT, verifica-se que a junta seria qualificada com todos os ciclos impostos, pois como a tensão limite de resistência original é bem mais alta do que o mínimo requerido para o metal de base, a perda não foi suficiente para baixar a resistência a valores inferiores a 95% da tensão limite de resistência do API 5LX70.

Esta análise com base nas características de resistência mecânica da junta soldada é muito simplificada e não permite chegar a nenhuma conclusão sobre os efeitos dos tratamentos térmicos nos metais de base, embora permita avaliar a adequação do TTAT sobre uma junta que apresenta metal de base e metal de solda com composições químicas e mecanismos de endurecimento muito diferentes.

No caso do API 5L X70, por exemplo, a aplicação de um TTAT em temperatura acima da faixa, apesar de não ter inviabilizado a qualificação pela resistência mecânica, seria catastrófica, pois a estrutura do material foi completamente degradada e a estrutura ferrítica chegou a ser recristalizada, efeitos deletérios para aços com tratamento termomecânico. Para este tipo de aço somente pode ser utilizado um consumível cujas propriedades sejam garantidas com baixa temperatura de TTAT.

Estes resultados estão de acordo com OTMANI [60] que evidenciou uma queda significativa da tensão limite de resistência, após a realização do TTAT a 610 °C em tubos API 5L X70.

V.2 – EFEITOS DOS TRATAMENTOS TÉRMICOS NO METAL DE SOLDA

V.2.1 – Efeitos Microestruturais

A partir dos resultados das análises microestruturais por microscopia ótica do metal de solda das **juntas originais** (figura IV.6), previamente qualificadas, considerando ainda as durezas ao longo da junta (figura IV.1) e os valores de energia Charpy V da qualificação (tabela IV.5) , cabe discutir uma questão importante sobre a influência da microestrutura nas propriedades. A junta que se apresentou com as estruturas mais grosseiras e com os microconstituintes de menor tenacidade, como a ferrita pró-eutetóide, foi a junta Ni cuja energia Charpy V foi muito mais alta do que as demais, e em temperatura muito mais baixa, mostrando que efeitos microestruturais de metal de solda somente podem ser comparados dentro da mesma composição química e nível de dureza.

A análise microestrutural do metal de solda por MEV, após TTAT, também traz informações relevantes, principalmente quando se observa as regiões RC e RR por MEV e se compara com os resultados calculados no THERMO-CAL.

Para a **junta Ni** constatou-se na análise microestrutural que os TTATs nas temperaturas de 620°C e 670°C promoveram dissolução de carbonetos e na temperatura de 720°C houve uma significativa transformação parcial em austenita, pois a microestrutura revelou uma grande quantidade de A-M, provavelmente retido no resfriamento do TTAT; o que está de acordo com o previsto na tabela IV.7 e figura IV.23, calculado pelo THERMO-CAL. Este tipo de efeito, formação de A-M durante o TTAT, não tem sido muito investigado na literatura, mas o efeito da presença do AM na tenacidade desta junta, que será abordado no próximo tópico, se mostrou similar ao do A-M reportado pela literatura, ou seja baixa tenacidade para grande quantidade deste microconstituente.

A **junta Mn-Mo** também apresentou este efeito de formação de A-M no TTAT a 720°C, embora em menor quantidade, como previsto pelo THERMO-CAL na tabela IV.7 e figura IV.25. Isto significa que para que apresentem possibilidade de transformação austenítica em temperaturas subcríticas, basicamente aquelas com elementos de liga gamagenos, a aplicação de um TTAT em temperatura um pouco mais elevada, ou mesmo um descontrole durante o TTAT que cause uma variação de temperatura, ou ainda uma região de segregação no material (comum em soldas), pode promover a austenitização parcial no aquecimento e retenção de AM no resfriamento. Se a presença do microconstituente vai ou não influenciar a tenacidade, é um outro fator que será discutido.

Na **junta Cr-Mo**, foi possível constatar grandes variações entre regiões RC e RR na mesma condição de TTAT, porém pequena evolução microestrutural para diferentes temperaturas de TTAT, como previsto na figura IV.23. Este diagrama mostra que não estaria prevista qualquer transformação durante o aquecimento, mesmo na maior temperatura de TTAT que foi 720°C.

V.2.2 – Tenacidade

A figura V.5 apresenta os valores médios obtidos nos ensaios Charpy V (nas mesmas temperaturas que foram utilizadas pelas indústrias para a qualificação dos procedimentos de soldagem) versus as temperaturas de TTAT impostas, e considerando ainda a energia da solda na condição original. Uma observação imediata é que a junta original apresentou valores de tenacidade inferiores aos das juntas com TTAT, pelo menos para temperaturas de TTAT de até 670°C.

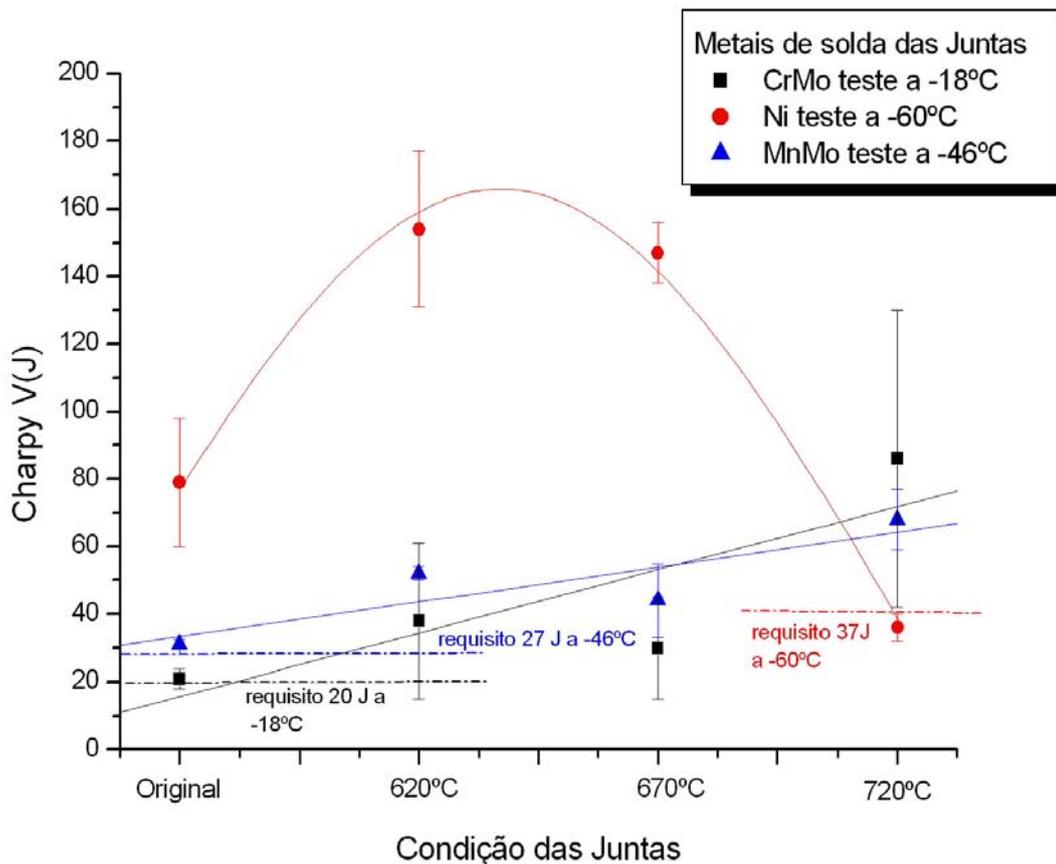


Figura V.5 – Energia absorvida x condição de TTAT para as diferentes juntas. As linhas pontilhadas indicam os requisitos de projeto conforme apresentado no capítulo III.

Para entender o comportamento destas juntas serão utilizados os resultados das análises microestruturais por microscopia ótica e MEV, além dos valores de dureza na solda.

No gráfico da figura V.5 é possível verificar que a solda da **junta Ni** teve um aumento de tenacidade quando sofreu um TTAT na temperatura de 620°C, que se manteve para o TTAT a 670°C, mas que sofreu uma perda drástica para o TTAT a 720°C. Como mencionado anteriormente a microestrutura da solda se modificou quando submetida ao TTAT a 720°C, formando grande quantidade de microconstituente A-M, como previsto pelo THERMO-CAL e verificado por MEV (detalhe na figura V.6). Esta microfase é conhecida de baixa tenacidade [40, 48] e sua presença poderia justificar valores de tenacidade mais baixos.

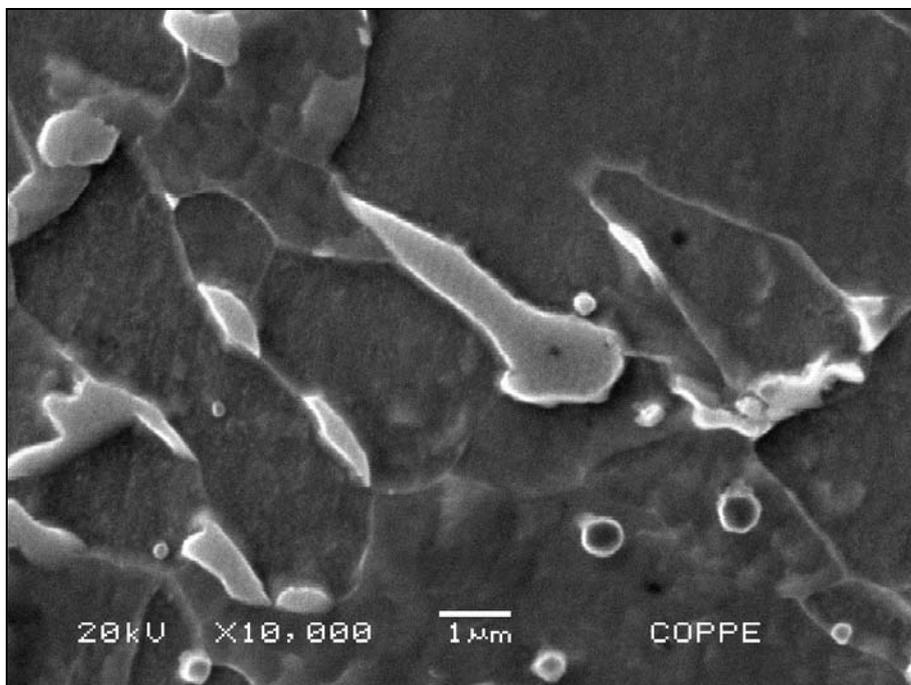


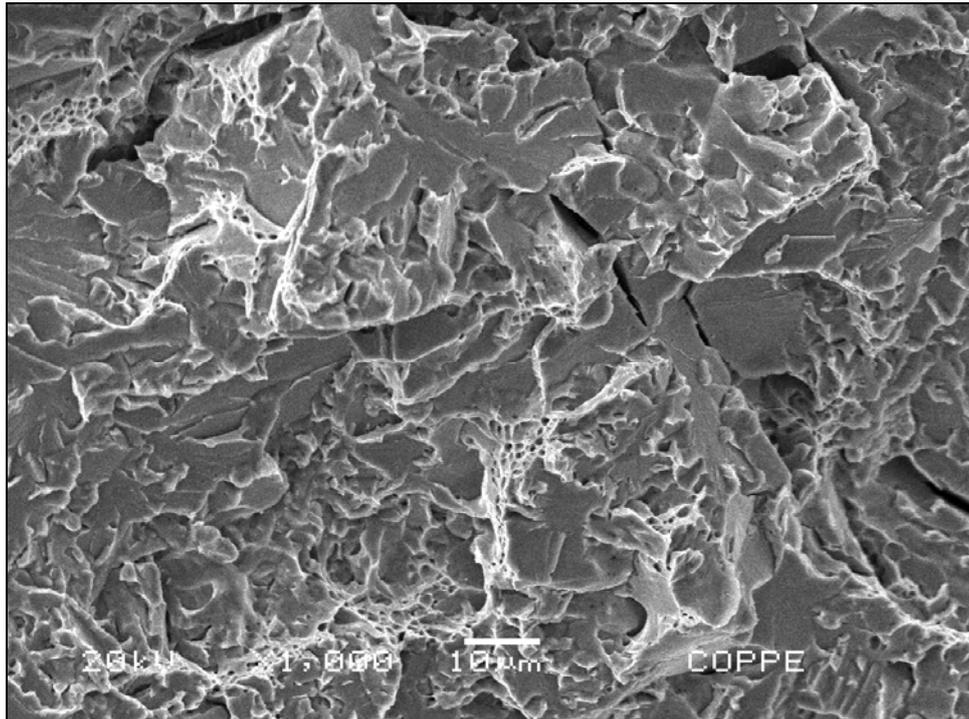
Figura V.6 – Detalhe por MEV do aspecto das microfases A-M detectadas na solda da junta Ni submetida a TTAT 720°C.

No entanto a presença de A-M na solda da junta Mn-Mo também foi prevista no cálculo do THERMO-CAL para a temperatura de TTAT de 720°C, e inclusive verificada pela micrografia por MEV. Mas ao contrário da junta Ni que teve uma perda drástica de tenacidade, o gráfico da figura V.5 mostra que o TTAT em temperaturas crescentes tendeu a melhorar a energia média absorvida do metal de solda da junta Mn-Mo, apesar da presença das microfases observada em menor quantidade que na junta Ni.

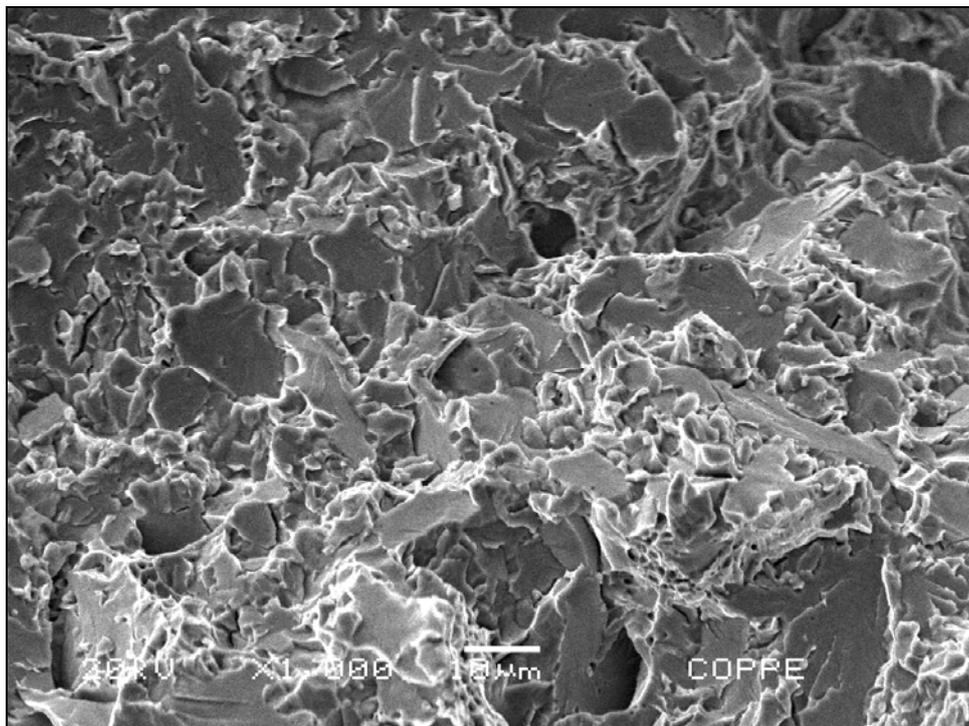
As figuras V.7 e V.8 apresentam, respectivamente para as juntas Ni e Mn-Mo, fractografias dos CPs Charpy V fraturados, para TTAT a 620°C e a 720°C e, e a figura V.9 mostra um gráfico com as duas juntas, onde estão apresentados os valores de Charpy V e os valores de dureza para cada TTAT.

Pode-se constatar que na junta Ni existe uma mudança no micromecanismo de fratura de quasi-clivagem para facetas intergranulares, enquanto na junta Mn-Mo, cuja tenacidade já era bem mais baixa, não se verifica esta modificação de micromecanismo. Adicionalmente a dureza da junta Ni aumentou para o TTAT a 720°C, indicando algum tipo endurecimento (figura V.9), enquanto a dureza da junta Mn-Mo em maior temperatura de TTAT sofreu uma redução.

Como se está analisando metal de solda formado a partir de famílias de consumíveis muito diferentes, cujas temperaturas recomendadas para TTAT são diferentes e que foram testadas em temperaturas Charpy V diferentes, não se pode afirmar quais as reais influências da microestrutura ou da dureza, muito menos comparar as famílias. Mas é certo que materiais soldados com consumíveis a base de Ni, tipo C1 por exemplo podem sofrer queda drástica de tenacidade caso sua temperatura de alívio seja elevada em relação à recomendação AWS, ou seja quando se utiliza esta família de consumíveis deve-se especificar TTAT não somente considerando o material de base mas também considerando o consumível.



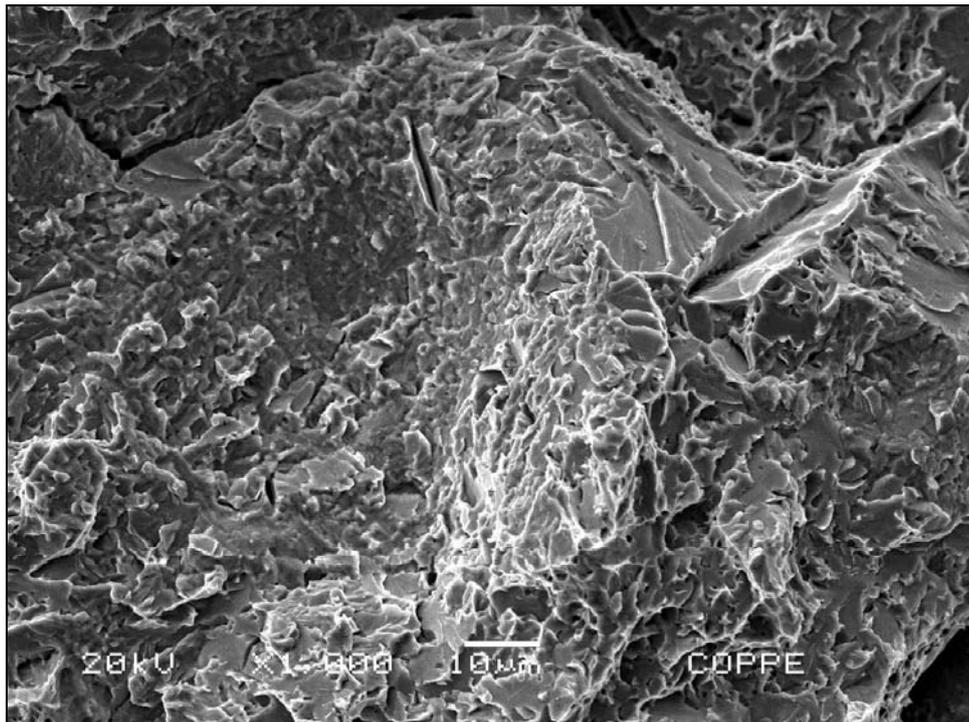
MEV fratura CP Charpy V, TTAT 620°C



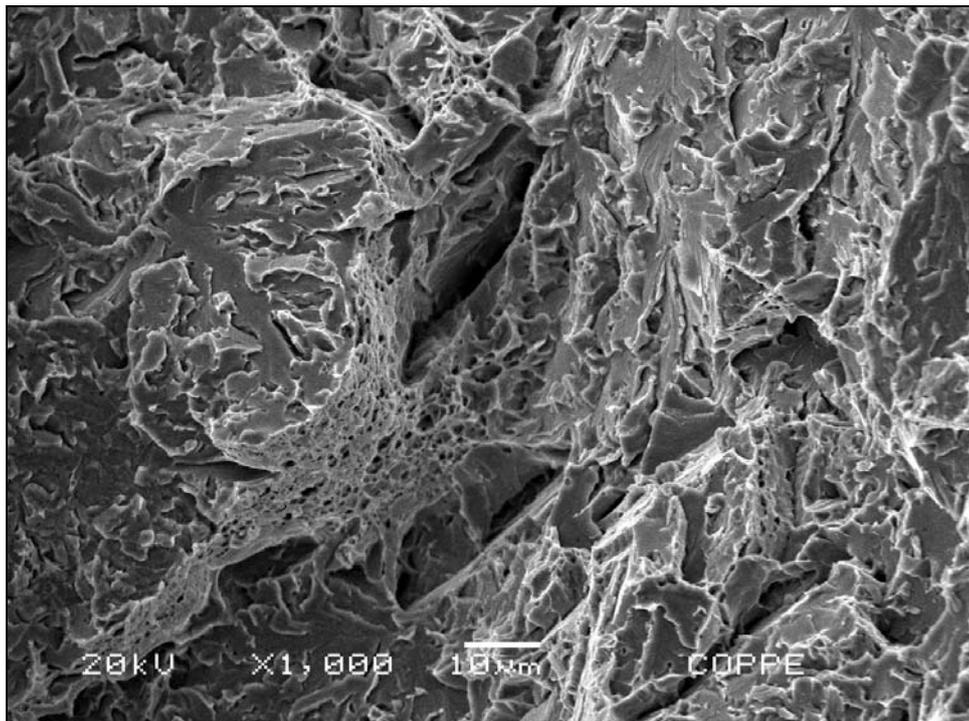
MEV fratura CP Charpy V, TTAT 720°C

Junta Ni

Figura V.7 – Fractografias por MEV junta Ni, com TTAT a 620 °C e a 720 °C mostrando que o micromecanismo de fratura se modificou.



MEV fratura CP Charpy V, TTAT 620°C



MEV fratura CP Charpy V, TTAT 720°C

Junta Mn-Mo

Figura V.8 – Fractografias por MEV junta Mn-Mo, com TTAT a 620 °C e a 720 °C mostrando que o micromecanismo de fratura não se modificou.

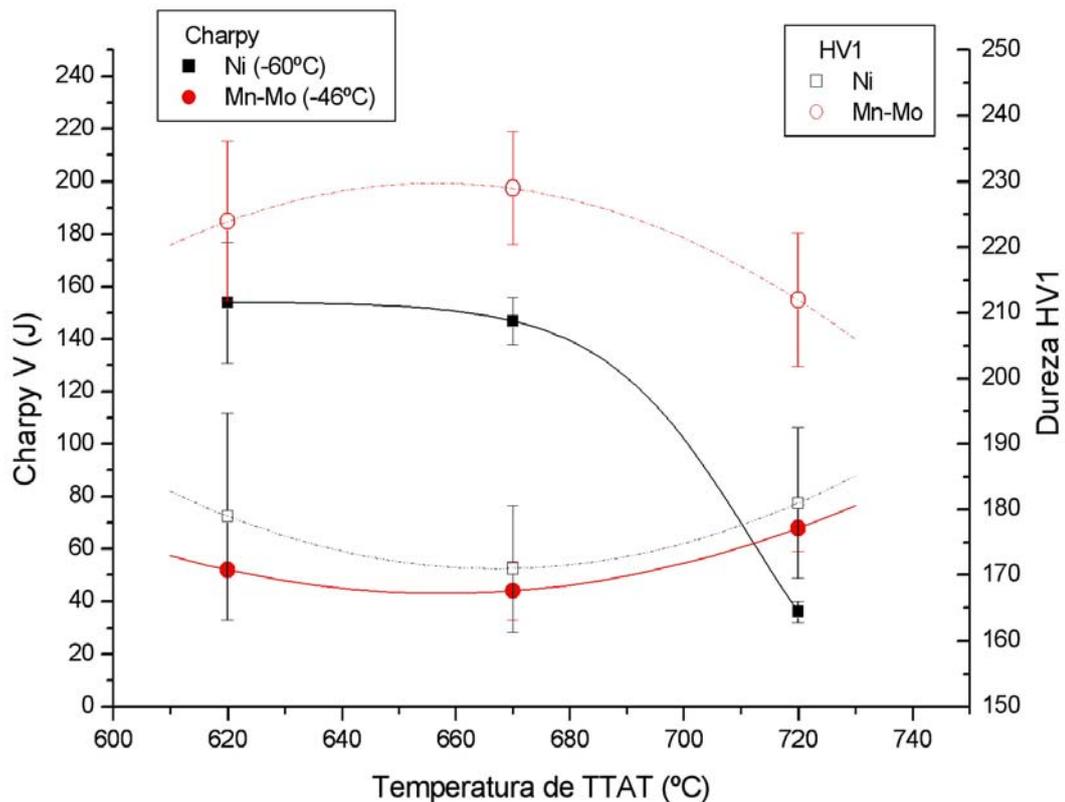


Figura V.9 – Gráfico de energia Charpy V e de durezas x TTAT para as juntas Ni e Mn-Mo.

Observando o gráfico da figura V.5 verifica-se também que a junta Cr-Mo aumentou a tenacidade a medida que foi submetida a TTAT em mais alta temperatura. Considerando que uma junta soldada com esta família de consumível Cr-Mo normalmente seria tratada na temperatura de 690°C este comportamento seria exatamente o esperado. Adicionalmente o cálculo do THERMO-CAL mostrou apenas pequenas transformações, como evolução de carbonetos, mesmo em temperaturas elevadas, e o aspecto microestrutural, apresentado anteriormente nas figuras IV.12 e IV.13, também não evidenciou grandes alterações.

Desta forma o gráfico de dureza x energia Charpy, figura V.10, já é esclarecedor em relação ao comportamento da solda, com menores valores de dureza garantindo maior tenacidade.

E este fator deve ser bem avaliado na seleção deste consumível, pois sua utilização em materiais de base que se degradam em temperaturas baixas, como por exemplo em aços com tratamento termomecânico, pode promover uma junta de baixa tenacidade. E isto pode se agravar pelo fato deste consumível não apresentar requisito de tenacidade.

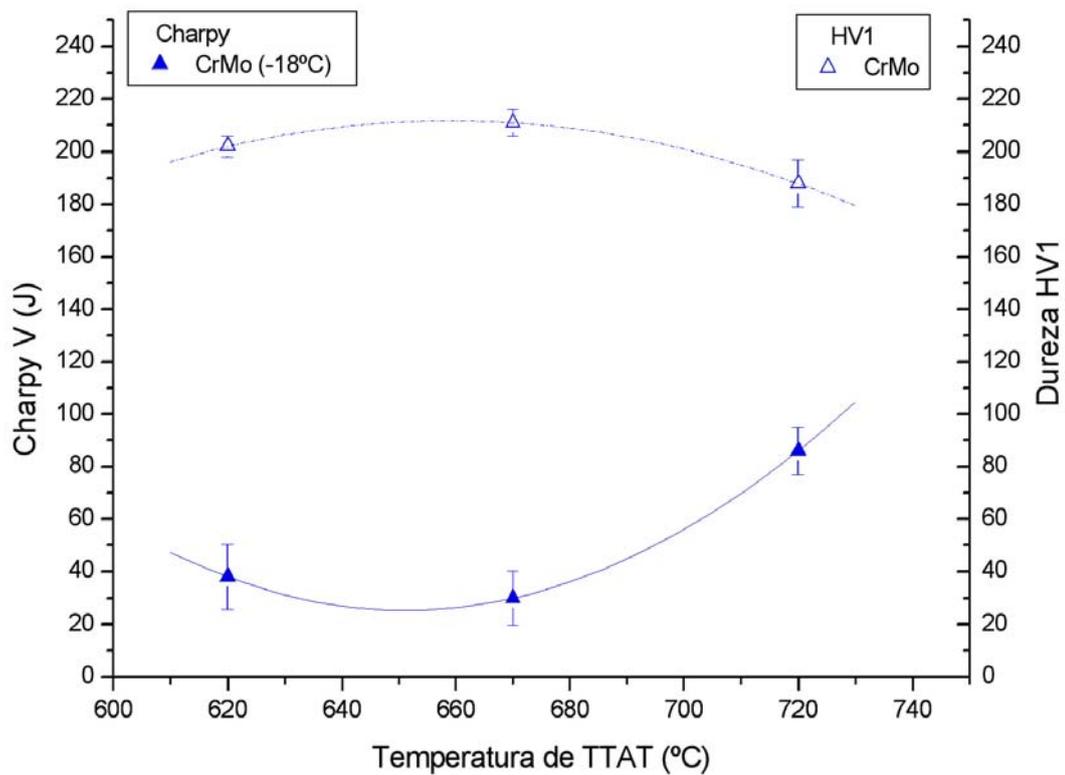


Figura V.10 – Gráfico de energia Charpy V e de durezas x TTAT para a junta Cr-Mo.

V.3 – COMBINAÇÃO METAL DE BASE X CONSUMÍVEL

Para selecionar um consumível de alta resistência aplicável a um metal de base de aço ABRL ou baixa liga temperado e revenido, que tenha requisito de resistência à fadiga ou tenacidade, é importante considerar:

1. A temperatura a partir da qual o material de base sofre degradação? Se for em temperatura de até 600°C como alguns aços de baixo carbono com tratamento termomecânico pode ser necessário utilizar um consumível cuja temperatura de alívio seja baixa, como por exemplo da família C1.
2. O material de base tem requisitos especiais? ou seja o material de base for projetado para trabalhar em meio contendo H₂S, onde a norma ISO 15156 [24] não permite o uso de consumível com teor de Ni superior a 1%, é importante selecionar um consumível cuja temperatura de TTAT seja compatível com as temperaturas mínima (para assegurar alívio) e máxima (para assegurar dureza controlada) requeridas pelo metal base.
3. O consumível proposto tem limitações de temperatura de TTAT? Se o metal de base for um aço temperado e revenido em temperatura superior a 700°C, por exemplo, deve-se selecionar um consumível cuja temperatura de TTAT seja um pouco inferior à de revenimento, mas não muito pois a zona afetada precisa ser restaurada.

Os fatores básicos a considerar são a classe de resistência do metal de base (lembrando que o metal de base é classificado pela tensão limite de escoamento enquanto o consumível é classificado pela tensão limite de resistência), o tipo de processamento e elementos de liga do metal de base, a família de elementos de liga do consumível, os requisitos de temperatura de TTAT do consumível e a tenacidade requerida para o metal de base e para o consumível.

CAPÍTULO VI CONCLUSÕES

Este trabalho avaliou o efeito de um ciclo adicional de tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), a 620°C, 670°C e 720°C em juntas soldadas de aço baixa liga, tipo API 5L X65 e X70, DNV F40 e AISI 8630, utilizadas em estruturas e equipamentos pressurizados pela indústria do petróleo e gás. As juntas foram fornecidas já soldadas pelo processo eletrodo revestido (SMAW) multipasse, com espessuras variando de 25 mm a 80 mm, utilizando consumíveis das famílias AWS A 5.5 tipo **B2** (Cr-Mo), tipo **C1** (Ni-Mn) e tipo **D2** (Mn-Mo). Estas juntas foram previamente qualificadas tendo sido aplicados tratamentos térmicos de alívio de tensões recomendados para o metal de base e não para o consumível.

Através de uma análise dos resultados obtidos em diferentes ensaios mecânicos - tração, Charpy V e dureza; e análises microestruturais - por microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura, é possível concluir que:

1. materiais de base de diferentes processamentos sofrem degradação em temperaturas diferentes, sendo muito importante conhecer o processamento do aço para avaliar um possível efeito de TTAT. Um aço tipo F40, de estrutura ferrítica refinada, não degrada em temperaturas de até 720°C, porém aços microligados de estrutura muito fina, como X65 ou com textura como X70, perdem a resistência em temperaturas acima de 620°C, e aços temperados e revenidos de estrutura martenítica somente perdem resistência acima de sua temperatura de revenido, 670°C para o aço AISI 8630;
2. análises para avaliar a influência da microestrutura sobre a tenacidade do metal de solda não podem ser realizadas considerando diferentes famílias, pois os efeitos da composição química e de outras propriedades, como a dureza, prevalecem sobre efeitos microestruturais. Neste sentido foram observadas juntas com

- microconstituintes conhecidamente pela literatura como responsáveis por baixos valores de tenacidade, porém apresentando os maiores valores de energia Charpy;
3. efeitos de temperaturas de TTAT podem ser avaliados com o uso de programas do tipo THERMO-CAL, que determinam as fases a cada temperatura, através da composição química do consumível. No caso dos três consumíveis utilizados neste trabalho foi possível conhecer as alterações com a temperatura, e identificar estas alterações na microestrutura, embora este seja um diagrama termodinâmico e não permita prever as estruturas finais;
 4. de uma forma geral o metal de solda melhorou a tenacidade com os novos ciclos de TTAT, embora a família C1, ligada ao Ni, cuja temperatura recomendada para alívio é baixa, sofreu fragilização quando tratada em temperatura na ordem de 100°C acima da especificada para o consumível;
 5. para as juntas analisadas neste trabalho a temperatura de TTAT original, baixa, foi a que promoveu a menor tenacidade (exceto para a condição onde o TTAT fragilizou a solda). Em duas das três juntas originais o TTAT foi qualificado com temperatura inferior à recomendada;
 6. um dos fatores que promoveu baixa tenacidade na solda foi a presença de grande quantidade de microconstituente A-M, formadas durante o TTAT. Este efeito não é frequentemente reportado na literatura, mas foi verificado que famílias de elementos de liga gamagenos (Mn,Ni) podem favorecer a transformação parcial durante o TTAT e alterar significativamente a estrutura e as propriedades;
 7. fatores como classe de resistência do metal de base, o tipo de material de base (incluindo o processamento e a presença de elementos de liga), a família do consumível, os requisitos de temperatura de TTAT do consumível e a tenacidade requerida para a junta soldada devem ser analisados cuidadosamente durante a seleção do consumível para uma EPS.

CAPÍTULO VII

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliação mais detalhada sobre os efeitos do tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT) nos metais de base, incluindo a ZTA.
- Investigar a formação e a retenção da microfase A-M ocorrida durante o TTAT, mesmo com resfriamento lento.
- Avaliar o efeito da composição química (diferentes famílias) na estrutura de solidificação e tamanhos de grão austenítico e, conseqüentemente seus efeitos na energia absorvida em ensaios Charpy V.

CAPÍTULO VIII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] KALWA, C., “High Strength Steel Pipes: New Developments and Applications”. In: *Onshore Pipeline Conference*, 2002.
- [2] “Plano estratégico da PETROBRAS”, Internet: <<http://www.petrobras.com.br>>, acessado em 2007.
- [3] “API 5L - Specification for Line Pipe”, *American Petroleum Institute*, 43ª edição, 2004.
- [4] “API 6A / ISO 10423:2003 - Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment”, *American Petroleum Institute*, 19ª edição, 2004.
- [5] “DNV OS B101 - Offshore Standard Metallic Materials”, Capítulo 2, Seção 1, Det Norske Veritas, 2001.
- [6] ZEEMANN, A., “Soldagem dos Aços Martensíticos”, *Soldagem e Inspeção*, pp14-17; Agosto 1998
- [7] BODNAR, R.L., HAMAD, F., PENNISTON, C., ROYSUM, S., “As Rolled Plate Product With Improved Yield Strength, Toughness, and Weldability for Pressurized Railroad Tank Cars”, 4º Simpósio Internacional de Aços de Alta Resistência; Stiklestad Verdau Norway; Abril 2002.
- [8] “AWS A 5.5 - Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding”, AWS A 5.5, *American Welding Society*, 1996.
- [9] “Classification and Designation of Carbon and Alloy Steels”. In: *ASM Handbook*, v. 1, 10ª ed., ASM International, pp140 – 194, 1990.
- [10] RICHTER, K., HANUS, F., WOLF, P., “Structural Steels of 690 MPa yield strength - a state of art”. Dillinger Hutte – Quality Department, 2º Simpósio Internacional de Aços de Alta Resistência; Stiklestad Verdau Norway; Abril 2002.

- [11] HAMMOND, J., GRAY, M.J., “Development of International Standards for High Strength Linepipe”. In: Rio Pipeline Conference & Exposition, Rio de Janeiro, Outubro 2007.
- [12] WINSOR, F.J., “Welding of Low –Alloy Steels”. In: *ASM Handbook*, v. 6, ASM International, pp 662-673, 1993.
- [13] SOMERS, B.R., “Introduction to the Selection of Carbon and Low-Alloy Steels”. In: *ASM Handbook*, v 6, ASM International, pp 405-407, 1993.
- [14] BLAS, J.G., BALANCIN, O., “Aplicação de Técnicas de Simulação ao Desenvolvimento de Produtos de Aços Microligados Conformados a Quente”. In: *Aços: Perspectiva para os próximos 10 anos*, Rio de Janeiro, Ivani Bott, ISBN 85-902965-1-1, 2002.
- [15] MUTHMANN, E., GRIMPE F., “Fabrication of Hot Induction Bends From LSAW Large Diameter Pipes Manufactured From TMCP Plate”. In: Simpósio Internacional de Aços Microligados para Indústria de Óleo & Gás, Araxá, Brasil, Janeiro 2006.
- [16] BREDENBRUCH, K., KLOSTER, G., RING, M., “New Steel Meets Operator Needs For High-Strength Line Pipe, Risers”. In: *Pipeline & Gas Industry Magazine*, pp 45 – 48, Julho 2001.
- [17] “EN10208-2 - Steel pipes for pipelines for combustible fluids – Technical delivery conditions – Part 2: Pipes of requirement class B”, *European Standard*, 1996.
- [18] “DNV OS F101 – Submarine Pipeline Systems”, Seção 6, Det Norske Veritas, 2000.
- [19] CRAIG, B.D., “Metallurgy in Drilling”. In: *Oilfield Metallurgy and Corrosion*, 3ª ed., chapter 3, pp 89, Denver, Colorado, USA, MetCorr, 2005.
- [20] TANSCHKEIT, P., SRISKANDARAJAH, D.T., XAVIER, M., “Design & Installation Challenges – PDEG-B Project”. In: Rio Pipeline Conference & Exposition, IBP 1184-07, Rio de Janeiro, Outubro 2007.

- [21] JINSHAN, L., KAIWEN, H., "Development and Application of X80 Pipeline Steel in China". In: Rio Pipeline Conference & Exposition, IBP 1215-07, Rio de Janeiro, Outubro 2007.
- [22] "DNV RP B401 – Recommended Practice RP B401 Cathodic Protection Design", Det Norske Veritas, Seção 5.5, 1993.
- [23] "ISO 13628-4 API 17D – Petroleum and natural gas industries – Design and Operation of Subsea Production Systems", *International Standard*, 1999.
- [24] "NACE MR 0175 ISO 15156 - Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing Environments in oil and gas production", *International Standard*, 2001.
- [25] LIMA, F.B., *Microestrutura e Tenacidade de aços Baixa Liga Tipo 41XX Uma Abordagem Quantitativa*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.
- [26] KRAUSS, G., *Steels: Heat Treatment and Processing Principles*, 4 ed. Ohio, ASM International, 1995.
- [27] WISTI, M., HINGWE, M., BRENNAN, R. L., Tempering of Steel. In: *ASM Handbook*, v. 4, ASM International, pp 121-136, 1991.
- [28] SILVA, A.L.V.C., "Aços e Ligas Especiais", Edgard Blucher, 2 ed. pp122, 2006.
- [29] SMITH, R.B., "Arc Welding of Carbon Steels". In: *ASM Handbook*, v. 6, ASM International, pp 650, 1993.
- [30] *The Procedure Handbook of Arc Welding*, Lincoln Electric, 12 ed., pp 5.1-1 a 5.1-4, 1973.
- [31] SINDOU, K., *Welding Metallurgy*, D. L. Wile Intercience, 2 ed., pp 423-427, 2003.

- [32] CHEN. C.C., POLLACK, A., “Influence of Welding on Steel Weldment Properties”. In: *ASM Handbook*, v. 6, ASM International, pp 416-428, 1993.
- [33] CIESLAK, M.J., “Cracking Phenomena Associated with Welding”. In: *ASM Handbook*, v 6, ASM International, pp 93-95, 1993.
- [34] “N133 REV J – Soldagem”, Normas PETROBRAS, Setembro 2002.
- [35] MRÁZ, L., KARLSSON, L., MIKULA, P., VRANA, M., *Stress build-up and residual stress distribution in high strength steel welds*. In: Doc II-A-189/07, IIW, 2007.
- [36] ZEEMANN, A.; “Tensões Residuais de Soldagem”, *Soldagem e Inspeção*, pp11-14, ano 4, n. 2, Fevereiro 1998.
- [37] FORTES, C. “Arames Tubulares OK”, ESAB S/A Indústria e Comércio, Contagem, p. 2-40, 2003.
- [38] “ASME Sec. IX - Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operators”. *American Society of Mechanical Engineer*, QW 420 – Material Groupings, pp 74, 2004.
- [39] MEE, V. V. D.; NEESSN, F., “Development of High Strenght Steel Consumables from Project to Product”; *2º Simpósio Internacional de Aços de Alta Resistência*; Stiklestad Verdau Norway; Abril 2002.
- [40] EVANS, G. M., BAILEY N., *Metallurgy of basic weld metal*. Editora Abington Peublishing, 1 ed., 1997.
- [41] ZHANG, Z., FARRAR, R. A., “Columnar grain development in C-Mn-Ni low – alloy weld metals and influence of nickel”, *Journal of Materials*, pp 5581-5588, 1995.
- [42] FERREIRA, M.H., ALCÂNTARA, N.G., VENTRELLA, V.A., “Microestruturas do Metal de Solda com Arame tubular AWSE81T1-Ni1”. *CONSOLDA*, 2001.

- [43] "IIW Sub-comission IXJ - Guidelines for the Classification of Ferritic Steel Weld Metal Microstructure Constituents using the Light Microscopy", International Institute of Welding, IIW DOC. IX-1533-88, 1988.
- [44] FERRANTE, M., "Influência da composição química sobre a microestrutura e tenacidade de solda ferrítico", *Soldagem & Materiais*, v. 1, n. 3, Julho / Setembro 1989.
- [45] FARRAR R. A., HARRISON, P. L., "Review Acicular ferrite in carbon- manganese weld metals: an overview", *Journal of Materials*, pp 3812-3820, 1987.
- [46] EVANS, G. M., BAILEY N., *Metallurgy of basic weld metal*. Editora Abington Peublishing, 1ª ed., 1997.
- [47] RAMIREZ, J. E., "Characterization of High – Strength Steel Weld Metals: Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions", *Welding Journal*, v. 87, pp 65s – 75s, Março 2008.
- [48] PARANHOS, R.P.R., *Microestrutura, Composição química e tenacidade ao impacto de soldas multipasse obtida por arco - submerso*. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1984.
- [49] FARRAR, R.A., BARRITTE, G.S., "The effect of prior austenite grain size on the transformation behaviour of C-Mn-Ni weld metal", *Journal of Materials*, pp 1385-1390, 1993.
- [50] TRINDADE, V. B., PAYÃO, F.J.C., GUIMARÃES, A.S., PARANHOS, R.P.R., "Effect of normalizing heat treatment on the mechanical behaviour of low-alloy steel weld metals", *Materials and Structures*, v. 38, pp 353-357, Abril 2005.
- [51] SURIAN, E.S., VEDIA, L.A., "All-Weld-Metal Design for AWS E10018M, E11018M and 12018M Type Eletrodes", *Welding Journal*, n. 5, Miami 1999, p. 217-228.

- [52] SURIAN, E., "Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal Properties"; *Welding Journal*, pp 53s – 62s, 04-2005.
- [53] KOBAYASHI, Y., GOMES, S.I.N., SPINELLI, D., "Influência de microfases na tenacidade de metais depositados por arco submerso com adição de pó metálico", *Metalurgia & Materiais*, n. 2.438, Simpósio de Soldagem – ABM, São Paulo, 1994.
- [54] FARRAR, R. A., FERRANTE, M., "Properties and microstructure of stress -relieved submerged – arc weld metal containing niobium". *Journal of Materials Science*, pp 2405-2412, 1982.
- [55] SANT'ANA, P.C., *Influência de tratamentos térmicos intercríticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65*. Tese M.Sc., UNIVERSIDADE DE CAMPINAS, Campinas, SP, Brasil, 2006.
- [56] JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., REBELLO, J.M.A., "A contribution to the study between microstructure and toughness relationship in C–Mn weld metals". *Proc. XIX National Meeting for Welding Technology*, Águas de São Pedro-SP, Brazil, Outubro 24– 27, pp 1 - 19, 1993.
- [57] JORGE, J.C.F., REBELLO, J.M.A., EVANS, G.M., "Microstructure and toughness relationship in C–Mn – Cr all weld metal deposits". In: DOC. II-A-880-93, IIW, 1993.
- [58] BERGQUIST, E.L., KARISSEON, L., THUVANDER, M., KEEHAN, E., *Microstructure and properties of post weld heat treatment 2.25Cr1Mo weld metal*. In: Doc II-1588-06, IIW, 2006.
- [59] EVANS, G. M., "The effect of manganese on the microstructure and properties of C–Mn all-weld metal deposits", *Welding Journal*, pp 67-75, 1980.

- [60] OTMANI, R. R., HAKEM M., "Effects of Welding and the PWHT on the mechanical properties of API 5L Gr X70 steel". In: 58° Annual Assembly and International Conference of the International Institute of Welding, 2005.
- [61] MODENESI, P.J., "*Introdução a Metalurgia da Soldagem*", Publicação UFMG, cap. 3, 2006.
- [62] "ASTM E3 - Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens", *ASM International Standard*, 2001.
- [63] "ASTM E-407 - Standard Test Methods for Microetching Metals and Alloys", *ASM International Standard*, 1999.
- [64] JORGE, J.C.F., REBELLO, J.M.A., "Microscopia Eletrônica de Varredura de Cordões de Solda de Aços de Alta Resistência", *Soldagem & Materiais*, v. 1, n. 3, Julho / Setembro 1989.
- [65] "ASTM A 370-07A - Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testings of Steel Products", *ASM International Standard*, 2007.
- [66] "Rules for the Manufacture, Testing and Certificate of Materials", *LLOYD'S REGISTER*, Part 2, Chapter. 11, Section 7, 2001.
- [67] "ASTM E23-07A - Standard Test Methods Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials", *ASM International Standard*, 2007.
- [68] GARZÓN, C.M., TSCHIPTSCHIN, A.P., "Modelamento Termodinâmico e Cinético por meio do Método CALPHAD do Processamento Térmico e Termoquímico de Aços", *Revista Matéria*, v. 11, n. 2, pp. 70 – 87, 2006.
- [69] REIS, F.E.U.P.R., *Influência do alto teor de mo na microestrutura de ligas Fe-Cr*. Tese de M. Sc., UNIVERSIDADE FEDERAL DE FORTALEZA, Fortaleza, Ceará, Brasil, 2007.

- [70] SILVA, A.L.V.C., “Descrição termodinâmica de fases e sistemas - Objetivos e limitações no método CALPHAD através de exemplos”. In: 61º Congresso anual da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, ABM, Rio de Janeiro, RJ, 2006.
- [71] SILVA, A.L.V.C., “Objetivos e Algumas limitações na descrição termodinâmica de fases e sistemas através do método CALPHAD”, *Revista Tecnologia em Metalurgia e Materiais*, v. 3, n. 3, pp.34 –40, janeiro – março 2007.

ANEXO 1

ASPECTO MACROSCÓPICO DA SUPERFÍCIE DOS CORPOS DE
PROVA CHARPY E ASPECTO MACROESTRUTURAL

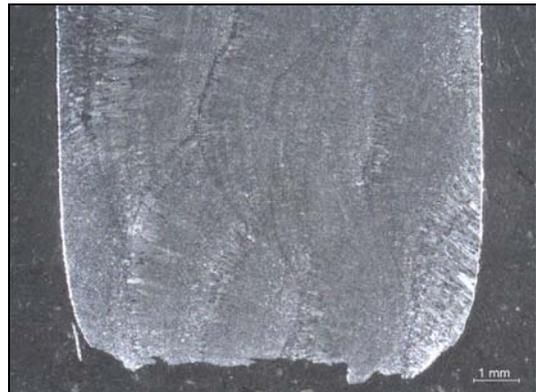
Junta Ni 620



CP A - 137 J



CP B - 191 J

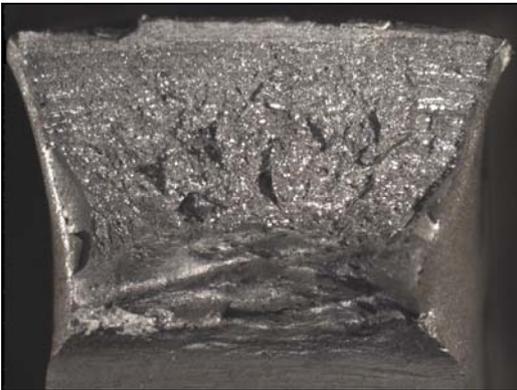


CP C - 156 J

Junta Ni 620

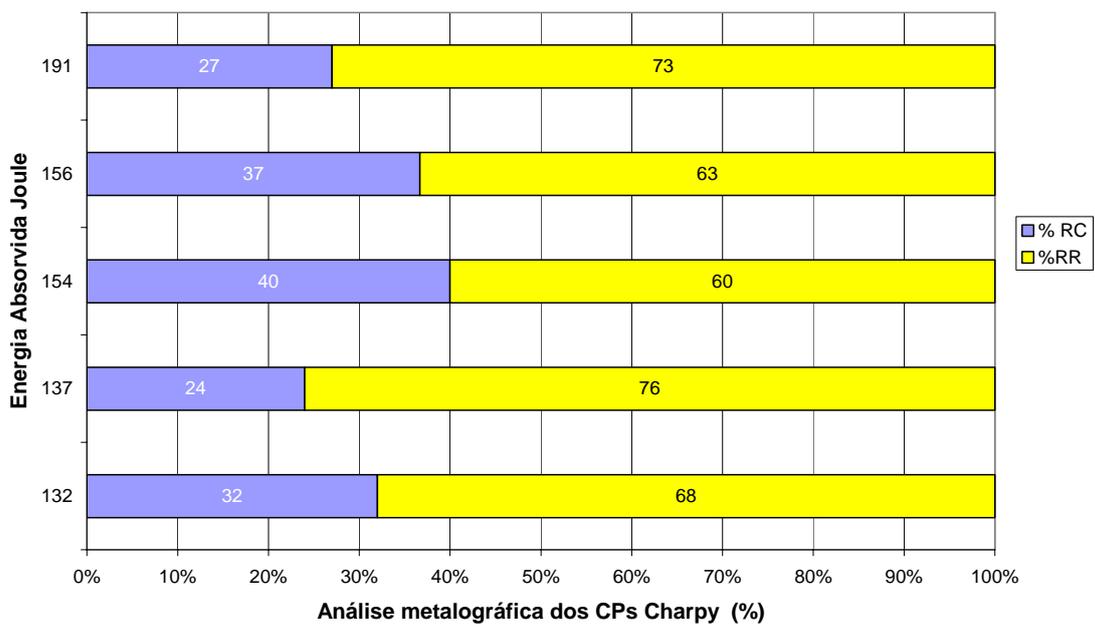


CP D – 154 J

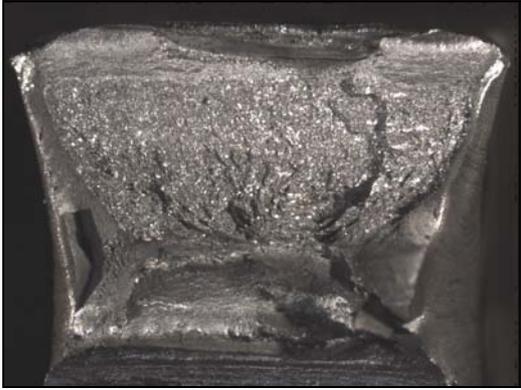


CP E – 132 J

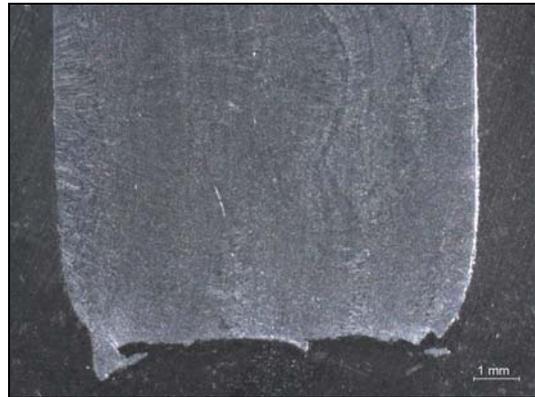
Junta Ni - E8018 C1 - TTAT 620°C



Junta Ni 670



CP A - 147 J

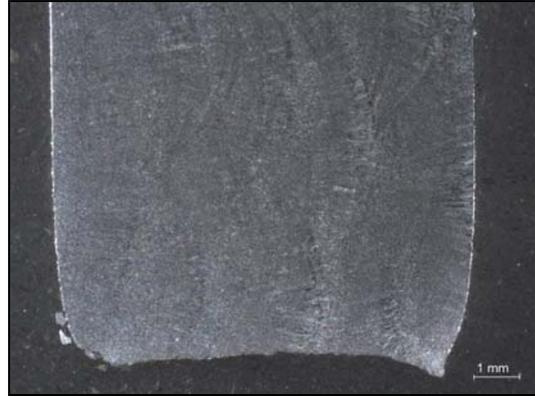


CP B - 139 J

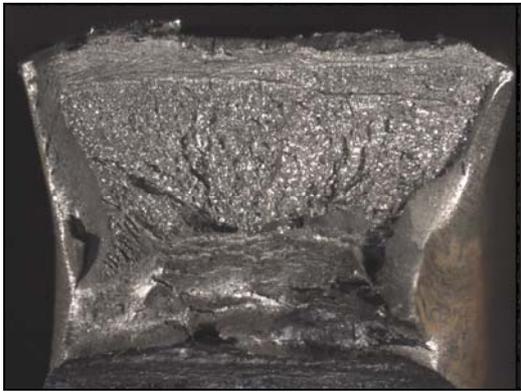


CP C - 137 J

Junta Ni 670

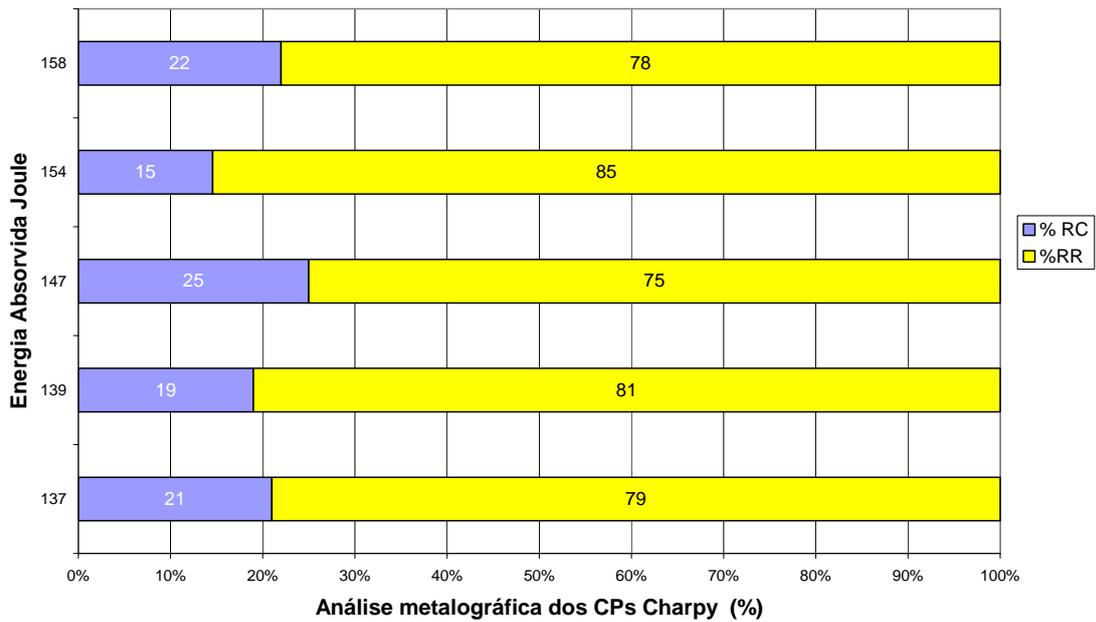


CP D – 154 J

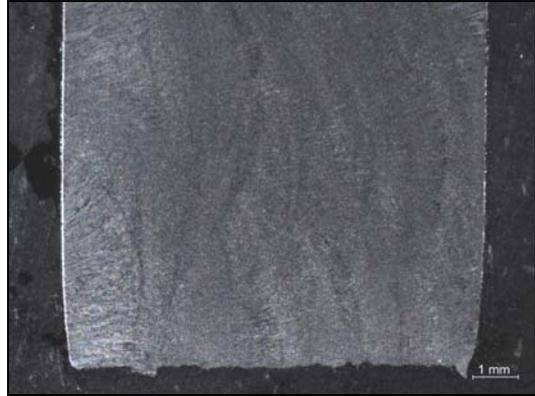
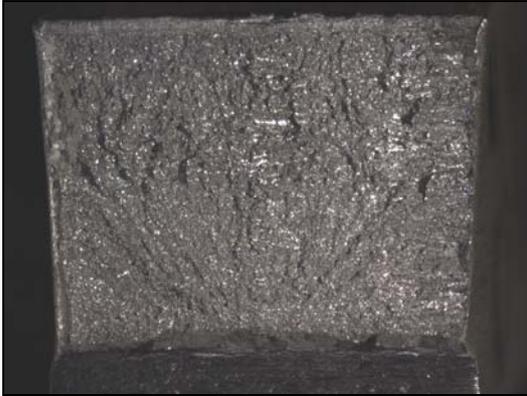


CP E – 158 J

Junta Ni - E8018 C1 - TTAT 670°C



Junta Ni 720



CP A - 31 J



CP B - 35 J

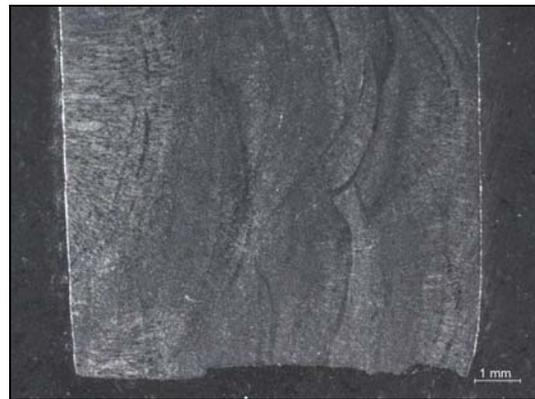


CP C - 36 J

Junta Ni 720

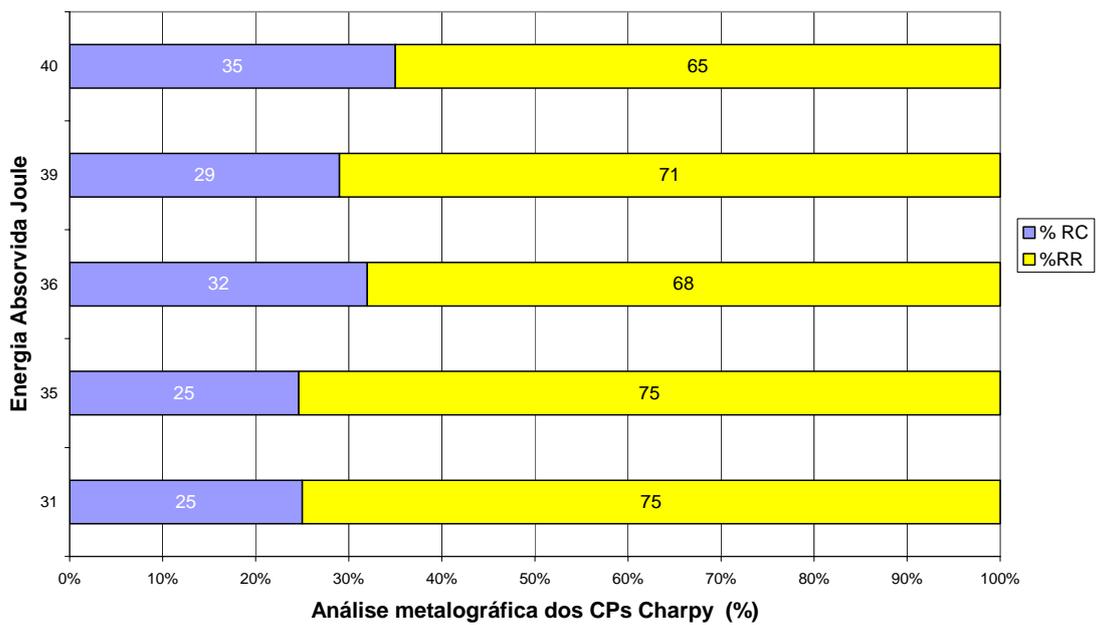


CP D – 39 J



CP E – 40 J

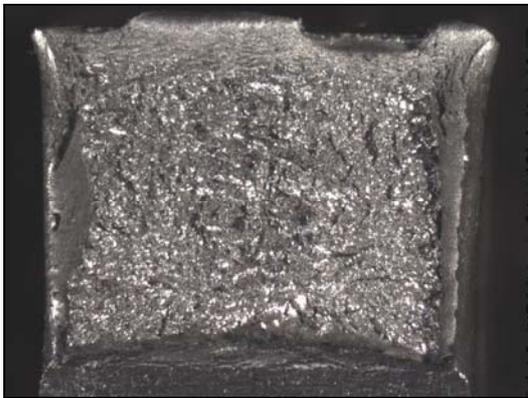
Junta Ni - E8018 C1 - TTAT 720°C



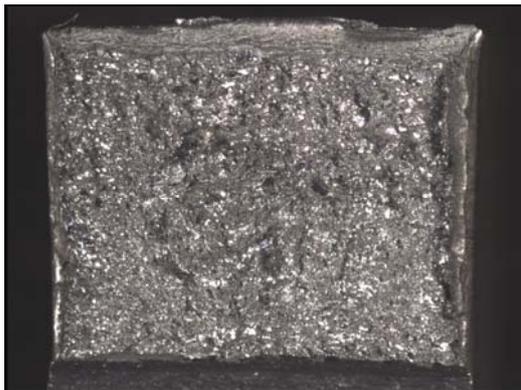
Junta Cr-Mo 620



CP A - 18 J

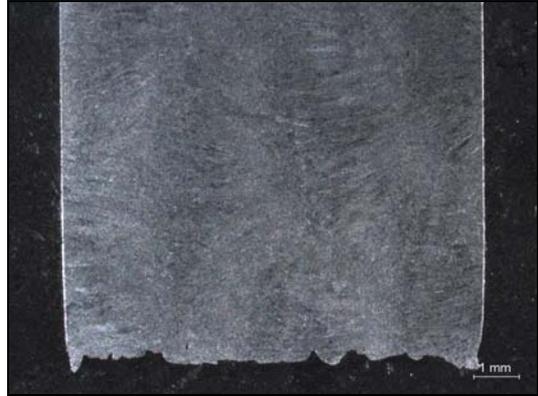


CP B - 55 J

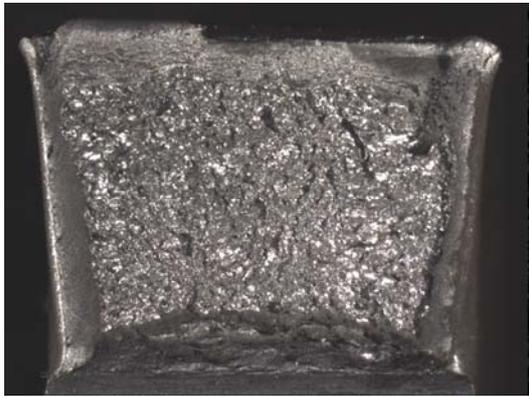


CP C - 21 J

Junta Cr-Mo 620

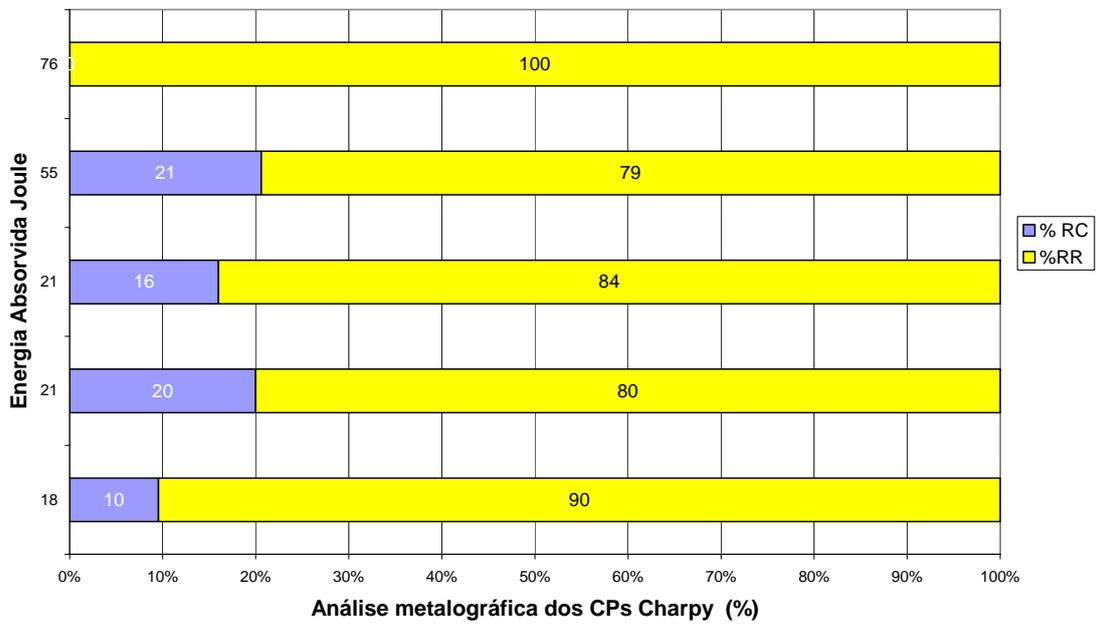


CP D – 21 J

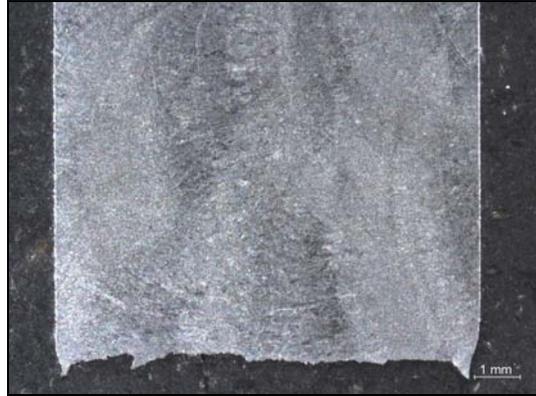
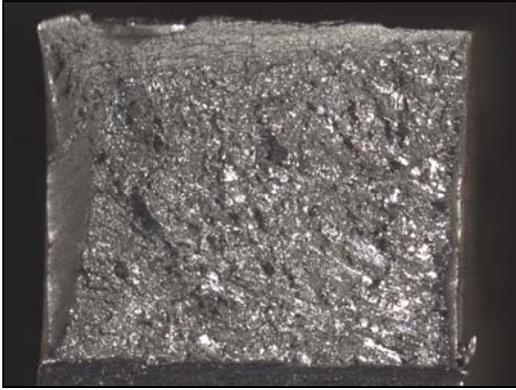


CP E – 76 J

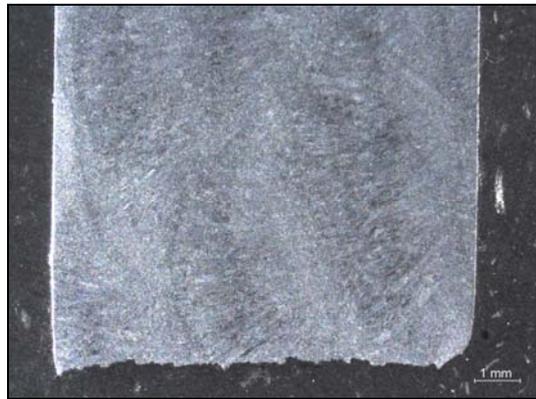
Junta Cr-Mo - E8018 B2 - TTAT 620°C



Junta Cr-Mo 670



CP A - 20 J



CP B - 24 J



CP C - 52 J

Junta Cr-Mo 670

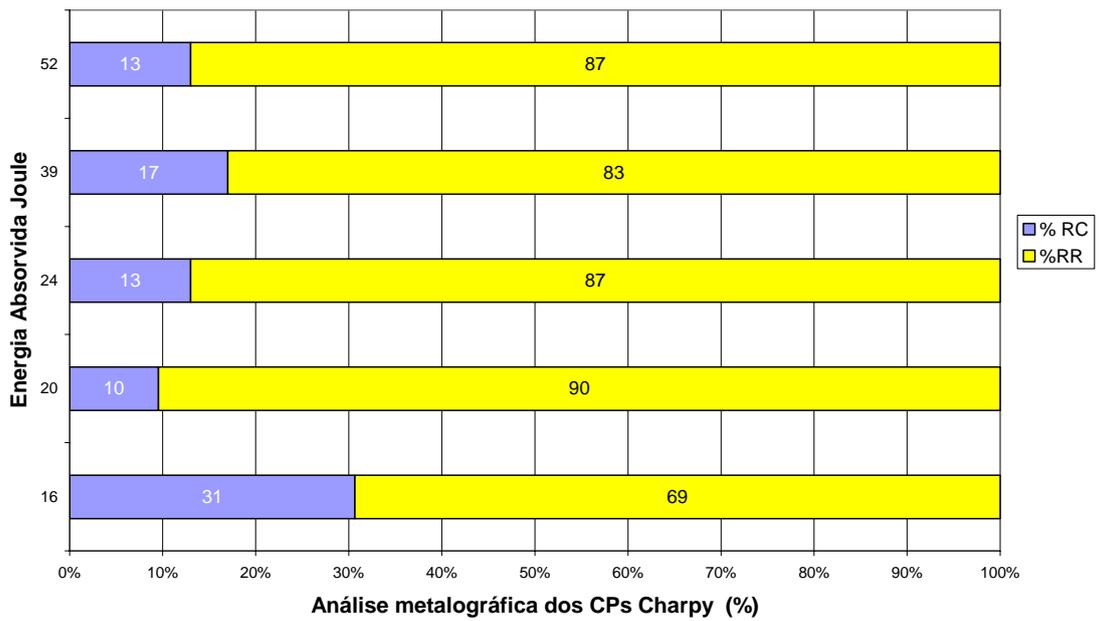


CP D – 39 J

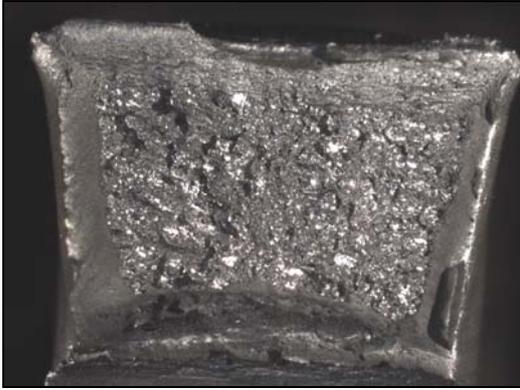


CP E – 16 J

Junta Cr-Mo - E8018 B2 - TTAT 670°C



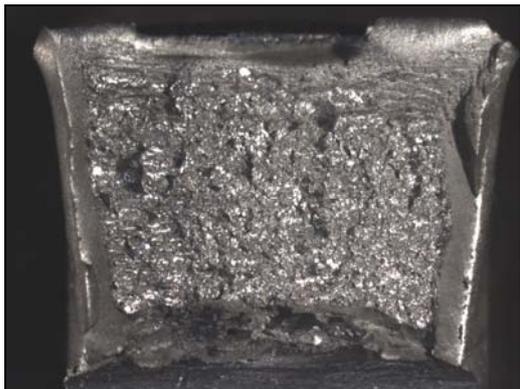
Junta Cr-Mo 720



CP A - 14 J



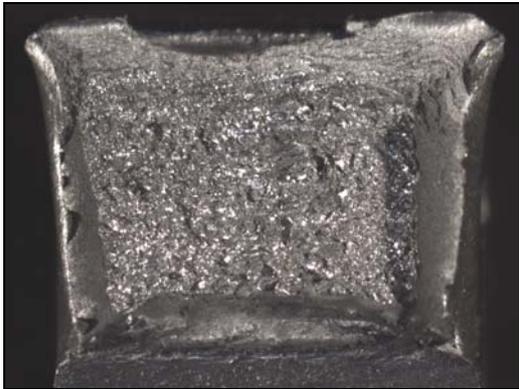
CP B - 134 J



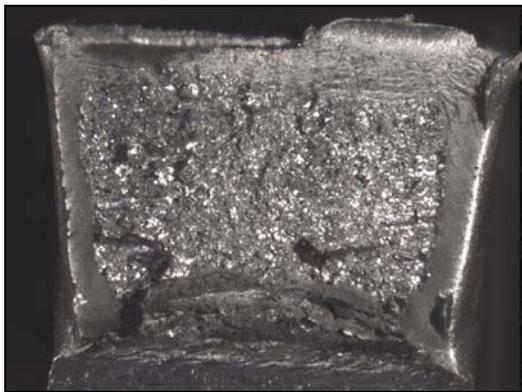
CP C - 88 J



Junta Cr-Mo 720

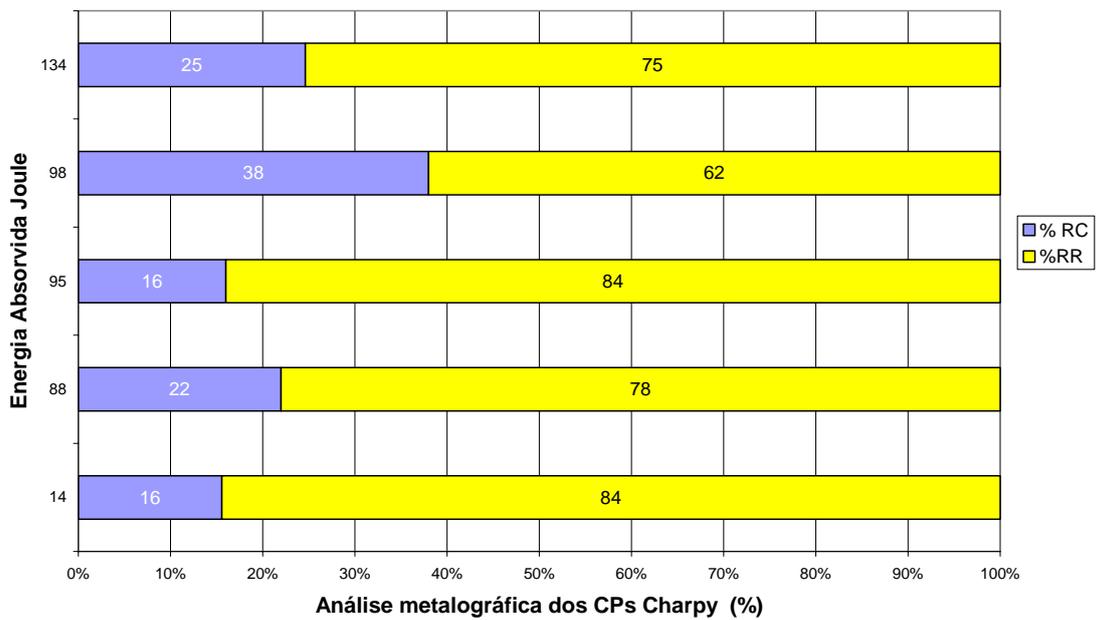


CP D – 95 J



CP E – 98 J

Junta Cr-Mo - E8018 B2 - TTAT 720°C



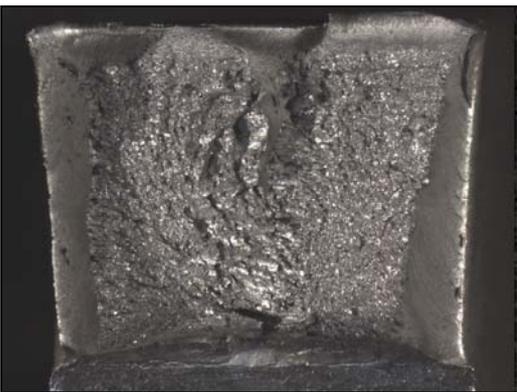
Junta Mn-Mo 620



CP A - 51 J



CP B - 51 J



CP C - 55 J

Junta Mn-Mo 620

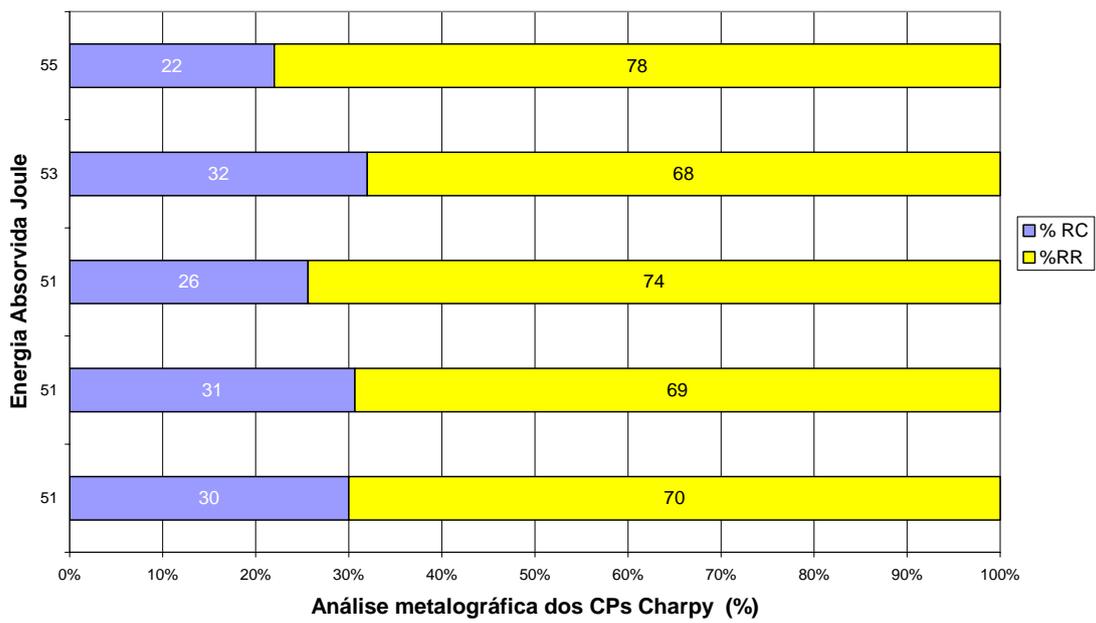


CP D – 51 J

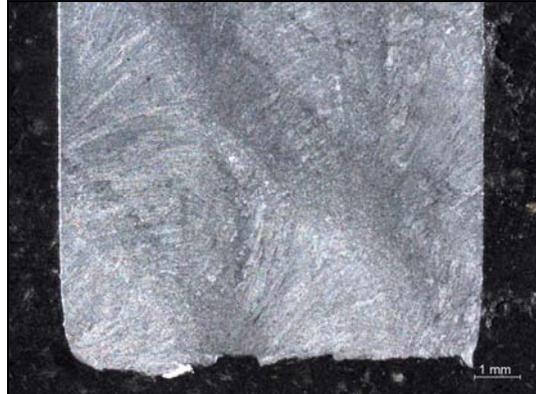
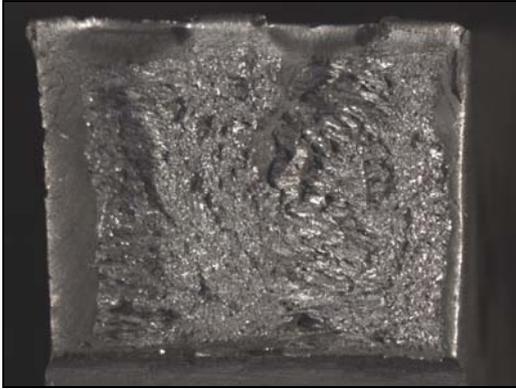


CP E – 53 J

Junta Mn-Mo - E10018 D2 - TTAT 620°C



Junta Mn-Mo 670



CP A - 33 J



CP B - 43 J



CP C - 58 J

Junta Mn-Mo 670

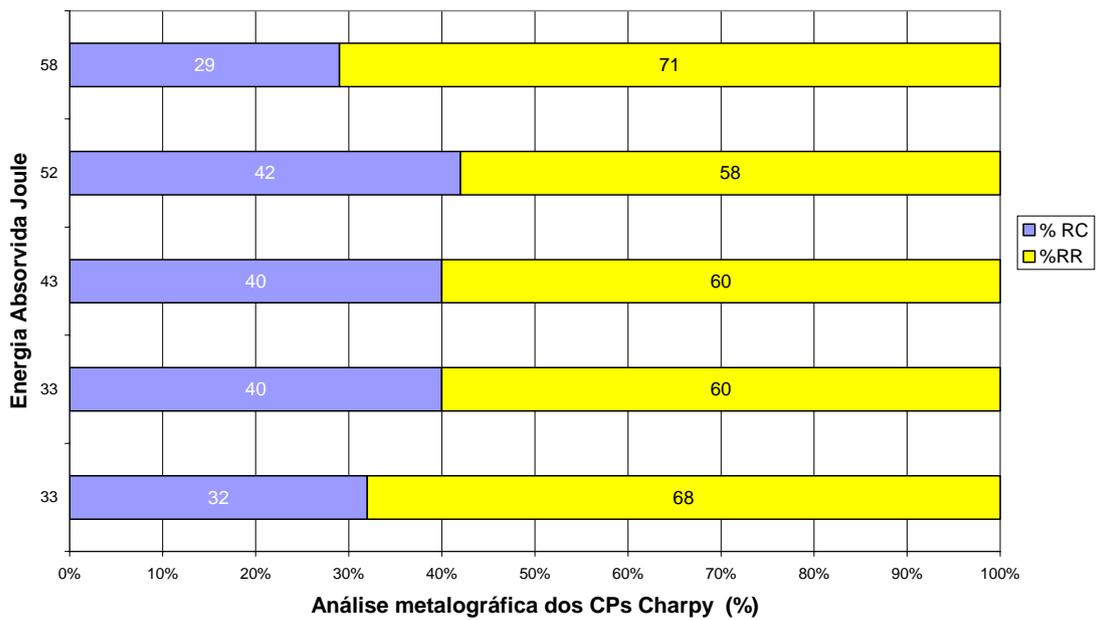


CP D – 52 J



CP E – 33 J

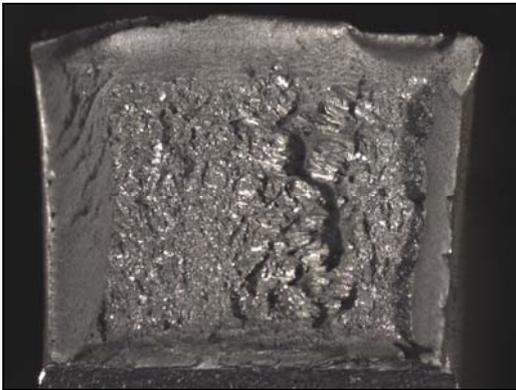
Junta Mn-Mo - E10018 D2 - TTAT 670°C



Junta Mn-Mo 720



CP A - 76 J

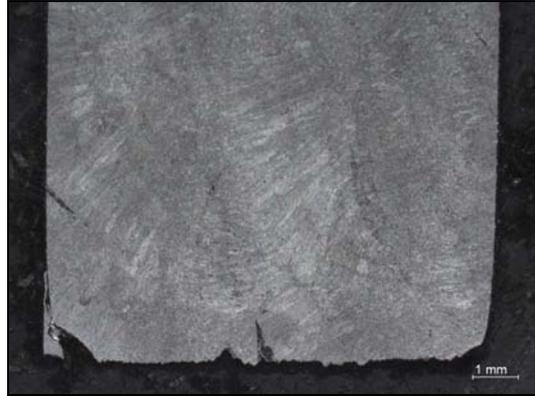
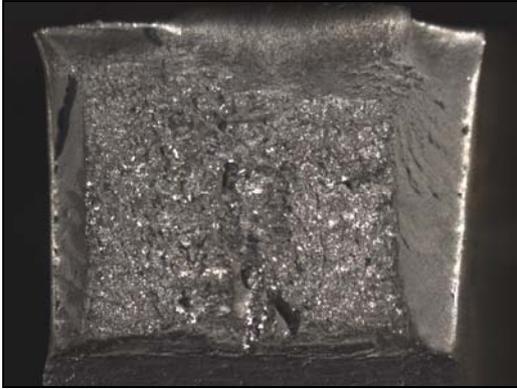


CP B - 71 J

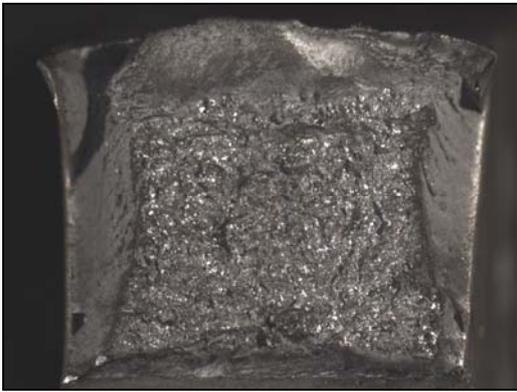


CP C - 74 J

Junta Mn-Mo 720



CP D – 52 J



CP E – 65 J

Junta Mn-Mo - E10018 D2 - TTAT 720°C

