

Daniel Pereira Guedes

**EFEITO DA ADIÇÃO DE NIÓBIO SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO CONSUMÍVEL
DE SOLDAGEM E71T-1 NAS CONDIÇÕES COMO
SOLDADO E APÓS TRATAMENTO TÉRMICO**

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

São Paulo

Outubro de 2012

Daniel Pereira Guedes

(Engenheiro Metalurgista, Escola de Engenharia Mauá, 2004)

**EFEITO DA ADIÇÃO DE NIÓBIO SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO CONSUMÍVEL
DE SOLDAGEM E71T-1 NAS CONDIÇÕES COMO
SOLDADO E APÓS TRATAMENTO TÉRMICO**

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

Área de Concentração:
Engenharia da Soldagem

Orientador: Prof. Dr. Sérgio Duarte Brandi

São Paulo

Outubro de 2012

*"O truque da filosofia é começar por algo tão simples que ninguém
ache digno de nota e terminar por algo tão complexo que ninguém
entenda."*

Autor - Russell, Bertrand

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a todos que contribuíram para o minha carreira profissional no ramo da soldagem, em especial aos colegas e amigos que fiz nos anos em que venho trabalhando na BÖHLER Técnica de Soldagem e estudando dentro da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente aos meus familiares, pela formação e caráter que foram capazes de me proporcionar, sendo estes responsáveis para que eu possa avançar mais este degrau.

Em especial agradeço a minha esposa que enfrentou uma gravidez e agora a maternidade muitas vezes comigo distante por diversos motivos.

Ao Professor Doutor Sérgio Duarte Brandi por todos os seus ensinamentos e dedicação aos seus alunos.

Ao meu amigo, professor e colega de trabalho Ricardo Fedele por ter me transmitido conhecimento técnico e me dado a oportunidade de traçar minha carreira na área de soldagem.

Ao laboratório PROAQT, em especial ao Corradini, que sempre se colocou a disposição para parceria em trabalhos universitários, desde minha graduação e agora na pós-graduação.

CURRICULUM VITAE

DANIEL PEREIRA GUEDES

30 anos, Brasileiro, Casado



(11) 7845-7083 *celular*
*ID NEXTEL: 55*107*35898*
e-mail: d.guedes@yahoo.com.br

Escolaridade

- Superior Completo: Escola de Engenharia Mauá (Eng. Metalúrgica) – dez/2004
- Inspetor de Soldagem: FBTS – Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem

Experiência Profissional

- *Böhler Técnica de Soldagem Ltda.* – Gerente de Engenharia de Aplicação e Assist. Técnica (ago/2010 – atual). As minhas principais atividades são:
 - Gerenciamento do departamento de Engenharia de Aplicação (4 engenheiros) e do departamento de Assistência Técnica (6 funcionários), totalizando 10 funcionários diretos;
 - Traçar as estratégias de atuação do departamento, alinhadas com as estratégias comerciais da empresa para promover um aumento do “Market Share” e alcance das metas;
 - Garantir que este departamento forneça consultoria técnica aos principais clientes da empresa pertencentes aos mais variados segmentos: Offshore & Naval, Petroquímico & Químico, Geração de Energia, Papel & Celulose, Dutos e Tubulações, Automotivo, Siderurgia, Cimento e Mineração, Açúcar & Álcool, etc.
 - Atuação direta junto aos principais clientes da empresa;
 - Atuação direta junto à Petrobras para discussão de normas, especificações técnicas, metalurgia e processos de soldagem (incluindo equipes do SEQUI e CENPES);
 - Interpretação de normas e especificações técnicas (ASME, ANSI, AWS, API, PETROBRAS, UOP, GUSTO, BV, DNV, ABS, NORSO, NACE, etc.);
 - Desenvolvimento de estratégias de vendas, propostas técnico-comerciais e abordagem de clientes;
 - Elaboração de documentações de soldagem (EPS, RQPS, RS, Plano de Solda, etc.);
 - Etc.

- *Böhler Técnica de Soldagem Ltda.* – Engenheiro de Aplicação – Departamento de Engenharia de Aplicação (dez/2005 – ago/2010).
- *Associação Brasileira de Soldagem* – Professor do curso de preparatório para o exame do “CWI – Certified Welding Inspector” (jan/2009 – Atualmente);
- *Fundação Brasileira de Tecnologia de Soldagem* – Professor do Curso de Inspetor de Soldagem Nível I (jun/2007 – Atualmente);
- *Companhia Siderúrgica de Tubarão* – Especialista de Metalurgia – Departamento de Metalurgia (mar/2005 – dez/2005);
- *Italspeed Automotive Ltda.* – Assistente técnico – Setor: Fundição (abr/2004 – mar/2005);
- *IPT – Instituto de Pesquisas Tecnológicas* – Estagiário – Setor: Lab. de Fundição com Ricardo Fuoco (dez/2003 – abr/2004);
- *Italspeed Automotive Ltda.* – Estagiário – Setor: Laboratório e Fundição (dez/2002 – dez/2003);

Idiomas

- Inglês – Cultura Inglesa – 1993 a 2001 (Fluente para conversação, escrita e interpretação);
- Espanhol – Intermediário;

Cursos Complementares e Eventos Relevantes

- Sistemática de Importação – ADUANEIRAS, 07 – 11 de fevereiro de 2011, em São Paulo- SP, Brasil
- Böhler Sugar Academy, 18 – 22 de outubro de 2010, em São Paulo – SP, Brasil
- Sucesso em Vendas®, 10 de junho de 2010, em Águas de Lindóia – SP, Brasil
- Böhler Schweißtechnik Deutschland Academy 2010, 25 – 30 de abril de 2010, em Hamm na Alemanha;
- Project Management Competence I – Methods & Tools, 27 – 29 de janeiro de 2010, em São Paulo, Brasil;
- Böhler Product Training Seminar, 7 – 9 de março de 2007, em Kapfenberg na Áustria;
- Matemática Aplicada à Vida (Modelagem Matemática) – 2001 - 2003
- Tratamento térmico do Alumínio e suas ligas (ABM) – 2003
- FBTS – Inspetor de Soldagem Nível 1 – SNQC IS4524N1
- Excel, PowerPoint, Word, Auto-CAD, Delphi, Pascal e Internet.

RESUMO

Devido à elevada taxa de deposição, quando comparada a outros processos de soldagem mais antigos, o processo de soldagem arame tubular hoje em dia é um dos mais utilizados pela indústria metal-mecânica. A soldagem de aços carbono por este processo é uma prática muito comum em diversos segmentos industriais. Para a construção de vasos de pressão, dependendo das espessuras do metal de base envolvidas, o metal depositado pode ter que suportar diversos ciclos de tratamento térmico de alívio de tensões sem que suas propriedades mecânicas sejam afetadas de maneira significativa. O arame tubular mais utilizado na soldagem de aços carbono é o arame pertencente à especificação AWS A5.20 classificado como E71T-1, o qual normalmente não é projetado para receber longos ciclos de tratamento térmico após a soldagem. Desta forma, quando o metal depositado por este arame é submetido a longos ciclos de tratamento térmico, suas propriedades mecânicas são severamente afetadas, como por exemplo, o limite de resistência decresce. Por este motivo, este trabalho tem como objetivo avaliar a influência do nióbio sobre as propriedades mecânicas do metal depositado após longos ciclos de tratamento térmico.

ABSTRACT

Due to the high deposition rate, when compared to older welding processes, the flux cored arc welding process is nowadays one of the most used by the industries. The welding of carbon steels by this process is a very common practice for several industrial segments. For the fabrication of pressure vessels, depending on the thicknesses involved, the weld metal may need to support several post welding heat treatment cycles without having its mechanical properties negatively affected in a significant way. The flux cored wire most used for the welding of carbon steels is that specified by the standard AWS A5.20 and classified as E71T-1, which normally is not designed to support long post weld heat treatment cycles. By this way, when the weld metal produced by this wire faces this long post weld heat treatment cycles, its mechanical properties are highly affected, in example, its tensile strength decrease. By this reason, this work has as the main objective evaluate the influence niobium addiction upon the mechanical properties of the weld metal after long post weld heat treatment cycles.

LISTA DE FIGURAS

| | |
|--|----|
| Figura 1.1 – Esferas de armazenamento de gás GLP..... | 3 |
| Figura 2.1 – Diagrama de equilíbrio de fases binário do sistema ferro – carbono | 6 |
| Figura 2.2 – À esquerda a micrografia de um aço hipoeutetóide contendo 0,38% de carbono composta por perlita e ferrita. Aumento de 635X; à direita uma representação da formação desta microestrutura sobre o diagrama ferro-carbono | 6 |
| Figura 2.3 – À esquerda a micrografia de um aço eutetóide contendo 0,76% de carbono composta por perlita (ferrita + Fe ₃ C). Aumento de 500X; à direita uma representação da formação desta microestrutura sobre o diagrama ferro-carbono | 7 |
| Figura 2.4 – À esquerda a micrografia de um aço hiper-eutetóide contendo 1,40% de carbono composta por cementita proeutetóide, circundando colônias de perlita. Aumento de 635X; à direita uma representação da formação desta microestrutura sobre o diagrama ferro-carbono | 7 |
| Figura 2.5 – Diagrama CCT para um aço contendo 0,4% de carbono | 9 |
| Figura 2.6 – Variação da resistência mecânica em função da temperatura devido à adição de 0,5% de elementos de liga, comparado ao aço carbono (de acordo com K. Kreitz, adaptado por Daniel Guedes) | 10 |
| Figura 2.7 – À esquerda, a influência do teor de carbono sobre as propriedades mecânicas do aço como endurecedor por solução sólida. À direita, a influência da cementita nas propriedades mecânicas do aço resfriado ao ar | 11 |

| | |
|---|----|
| Figura 2.8 – A dependência do limite de escoamento da ferrita em função do tamanho de grão. Esta relação está representada de forma gráfica em função de $d^{-1/2}$ resulta em uma linha reta | 20 |
| Figura 2.9 – Correlação do expoente de endurecimento por deformação, n, com a energia de falha de empilhamento | 22 |
| Figura 2.10 – Para o aço 1040, o bronze e o cobre, a variação do limite de escoamento, do limite de resistência e da ductilidade em função da porcentagem de deformação | 23 |
| Figura 2.11 – Efeito do endurecimento por solução sólida, causado pela adição de elementos de liga no ferro puro | 25 |
| Figura 2.12 – Representação dos campos de tensões gerados sobre a rede cristalina e o caminho para a passagem das discordâncias, para adição de átomos substitucionais | 26 |
| Figura 2.13 – O efeito de átomos de soluto substitucionais sobre o limite de escoamento do ferro. Perceba o amolecimento da solução em temperaturas baixas | 27 |
| Figura 2.14 – O limite de escoamento da martensita em função do teor de carbono | 28 |
| Figura 2.15 – Recombinação de discordâncias após passagem por entre as partículas duras precipitadas | 29 |
| Figura 2.16 – Micrografia mostrando partículas de Ni ₃ Al em uma liga de níquel que foram cortadas por discordâncias. De Haasen, Physical Metallurgy, segunda edição, Universidade de Cambridge, publicado em 1986, pg. 349. Atribuído à H. Gleiter e E. Hornbogen | 30 |

| | |
|---|----|
| Figura 2.17 – Diagrama de fases binário Fe-Nb | 32 |
| Figura 2.18 – Temperatura de formação do NbC no sistema Fe-0,1%C-Nb ... | 32 |
| Figura 2.19 – Início da formação de ferrita em aço 0,20%C – 1,0%Mn sem e com adição de 0,03%Nb. Amostras austenitizadas a 1200°C por 1 hora. Tamanho do grão austenítico de 100 a 200µm | 33 |
| Figura 2.20 – Contribuição dos elementos microligantes sobre a ductilidade e a resistência mecânica de um aço com 0,08%C e 0,90%Mn | 34 |
| Figura 2.21 – Diagrama de solubilidade do Nb(C,N) | 35 |
| Figura 2.22 – À esquerda, a variação da temperatura de início de formação de ferrita (Ar_3) nos aços em função do teor de nióbio para diferentes velocidades de resfriamento. À direita, variação da temperatura de início de formação da bainita (Bs) nos aços em função do teor de nióbio para diferentes velocidades de resfriamento | 37 |
| Figura 2.23 – Dureza Vickers em função da distância a partir do centro do grão austenítico na condição do material temperado a partir de 1250°C. | 38 |
| Figura 2.24 – Crescimento de partículas de ferrita em função do tempo, para tratamento isotérmico à 750°C | 39 |
| Figura 2.25 – Efeito do teor de nióbio e da velocidade de resfriamento sobre a microestrutura dos aços baixo carbono | 41 |
| Figura 2.26 – Dureza da ferrita obtida por resfriamento contínuo dos aços 0,4%C e 0,4%C – 0,03%Nb, austenitizados a 1000 e a 1250°C | 42 |
| Figura 2.27 – Solubilidade do nióbio na austenita em função da temperatura para aços com 0,2 / 0,4 / 0,8%C. Teor total de nióbio nos aços 0,03% | 43 |

| | |
|--|----|
| Figura 2.28 – Dureza da ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700°C em aço 0,20%C com e sem adição de 0,03%Nb. As amostras foram austenitizadas a 1200°C por duas horas. | 44 |
| Figura 2.29 – De cima para baixo, a microestrutura das três amostras contendo 0,00%Nb, 0,026%Nb e 0,065%Nb | 46 |
| Figura 2.30 – Esquema do processo arame tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding) | 49 |
| Figura 2.31 – Esquema convencional de fabricação de arames tubulares | 50 |
| Figura 2.32 – Corte transversal de um arame tubular | 51 |
| Figura 4.1 – Equipamento de fabricação de arames tubulares | 55 |
| Figura 4.2 – Configuração do corpo de prova soldado e esquema de retirada de corpos de prova | 57 |
| Figura 5.1 – Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova na condição como soldado para os variados teores de nióbio estudados | 63 |
| Figura 5.2 – Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova na condição tratado termicamente para os variados teores de nióbio estudados | 64 |
| Figura 5.3 – Comparação direta dos resultados dos ensaios de tração, LR e LE, para ambas as condições: como soldado e tratado termicamente para os variados teores de nióbio estudados | 65 |
| Figura 5.4 – Comparação direta dos resultados dos ensaios de tração, A e Z, para ambas as condições: como soldado e tratado termicamente para os variados teores de nióbio estudados | 66 |

| | |
|--|----|
| Figura 5.5 – Resultados dos ensaios de impacto charpy V em corpos de prova na condição como soldado para os variados teores de nióbio estudados | 68 |
| Figura 5.6 – Resultados dos ensaios de impacto charpy V em corpos de prova na condição como soldado para os variados teores de nióbio estudados | 69 |
| Figura 5.7 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,012%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x | 73 |
| Figura 5.8 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,072%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x | 73 |
| Figura 5.9 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,109%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x | 74 |
| Figura 5.10 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,156%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x | 74 |
| Figura 5.11 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,012%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x | 75 |
| Figura 5.12 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,072%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x | 75 |
| Figura 5.13 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,109%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x | 76 |

Figura 5.14 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,156%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x 76

Figura 5.15 – Cenário da precipitação de nitretos e carbonitretos de nióbio deduzida a partir de microscopia eletrônica de transmissão e espectroscopia de perda de massa de eletrons: (a) microestrutura esquemática nos primeiros estágios da precipitação; (b) mesma situação de (a) para longos períodos [20] 78

Figura 5.16 – A escala de tempo associada aos vários fenomenos do revenimento para a bainita [21] 82

Figura 5.17 – Variação do tamanho das partículas de cementita em função do tempo de revenimento à 700°C, com diferentes microestruturas iniciais. A parte superior de cada faixa representa o tamanho médio das partículas localizadas nos contornos das ripas. A parte inferior da faixa representa o tamanho das partículas no interior das ripas. Os dados são para um aço contendo 0,45%C – 0,22%Si – 0,62%Mn. A bainita foi produzida a partir de um tratamento isotérmico a 380°C [21] 84

LISTA DE TABELAS

| | |
|---|----|
| Tabela 2.1 – Composições químicas dos aços | 36 |
| Tabela 4.1 – Relação de ensaios realizados para cada amostra | 58 |
| Tabela 5.1 – Composição química dos consumíveis de soldagem | 61 |
| Tabela 5.2 – Ensaio de Tração – Como Soldado | 62 |
| Tabela 5.3 – Ensaio de Tração – Após PWHT (620°C / 10,5h) | 64 |
| Tabela 5.4 – Ensaio de Impacto – Como Soldado – média de 3 CPs | 67 |
| Tabela 5.5 – Ensaio de Impacto – Após PWHT (620°C / 10,5h) – média de 3 CPs | 69 |
| Tabela 5.6 – Microestruturas apresentadas pelas amostras | 72 |
| Tabela 5.7 – Resumo das microestruturas apresentadas. Aumento 500x | 80 |

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

ASME: American Society of Mechanical Engineers

GLP: Gás Liquefeito de Petróleo

ASTM: American Society For Testing And Materials

AWS: American Welding Society

FCAW: Flux Cored Arc Welding

CCT: Continous Cooling Transformation

AISI: American Iron and Steel Institute

Fe₃C: Cementita

MnS: Sulfeto de Manganês

FeS: Sulfeto de Ferro

CCC: Estrutura Cúbica de Corpo Centrado

CFC: Estrutura Cúbica de Face Centrada

HLA: High Strength – Low Alloy

FeNb: Ferro-Nióbio

IF: Intersticial Free

LE: Limite de Escoamento

LR: Limite de Resistência

A: Alongamento

Z: Redução de área

d: Diâmetro do grão

°C: Graus Celsius

K: Graus Kelvin

NbC: Carboneto de Nióbio

Ar₃: Temperatura de Transformação da Austenita para Ferrita

Nb(C,N): Carbonitretos de Nióbio

Bs: Temperatura de início de formação da bainita

MIG: Metal Inert Gas

MAG: Metal Active Gas

bbl: Oil Barrel

SUMÁRIO

| | |
|--|------|
| DEDICATÓRIA | ii |
| AGRADECIMENTOS | iii |
| CURRICULUM VITAE | iv |
| Escolaridade | iv |
| Experiência Profissional | iv |
| Idiomas | v |
| Cursos Complementares e Eventos Relevantes | v |
| RESUMO | vi |
| ABSTRACT | vii |
| LISTA DE FIGURAS | viii |
| LISTA DE TABELAS | xiv |
| LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS | xv |
| SUMÁRIO | xvii |
| 1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA | 1 |
| 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA | 5 |
| 2.1 Os aços carbono e baixa liga | 5 |
| 2.2 EFEITOS DA ADIÇÃO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS | 9 |
| 2.3 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NOS METAIS | 18 |
| 2.3.1 REDUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO | 19 |
| 2.3.2 ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO | 21 |
| 2.3.3 ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA | 24 |
| 2.3.4 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DE PARTÍCULAS FINAS | 28 |
| 2.4 DETALHES DO EFEITO DA ADIÇÃO DE NIÓBIO NOS AÇOS CARBONO | 31 |
| 2.5 AÇÃO ESPERADA DO NIÓBIO NO METAL DE SOLDA | 44 |
| 2.6 O PROCESSO DE SOLDAGEM ARAME TUBULAR | 48 |
| 3. OBJETIVOS | 54 |
| 4. MATERIAIS E MÉTODOS | 55 |
| 4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DE CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM | 55 |
| 4.2 PREPARAÇÃO E SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA | 56 |
| 4.3 ENSAIOS | 59 |
| 5. RESULTADOS E DISCUSSÕES | 61 |
| 5.1 ANÁLISES QUÍMICAS | 61 |
| 5.2 ensaios de tração LONGITUDINAIS | 62 |
| 5.3 ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY V | 67 |
| 5.4 ANÁLISE METALOGRÁFICA | 70 |
| 6. CONCLUSÕES | 86 |
| <i>SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS</i> | 88 |
| Com base nos resultados obtidos neste trabalho, ficam as seguintes sugestões para trabalhos futuros: | 88 |
| 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS: | 89 |

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

Na construção de diversos equipamentos para os mais variados segmentos industriais, nos deparamos muitas vezes com a necessidade de realizarmos tratamentos térmicos após a soldagem. A duração e a temperatura envolvidas neste ciclo de tratamento térmico são funções diretas do tipo de material e das espessuras aplicadas a cada equipamento.

A construção de vasos de pressão, não só no Brasil como em diversos outros lugares, segue para o projeto e construção de seus equipamentos, o código ASME VIII Div. 1 – “*Rules for Construction of Pressure Vessels*”. Dentro deste código, notamos que a Subseção C nos traz para cada categoria de material de base a ser aplicada na construção de um vaso, um capítulo exclusivo dedicado a explanar suas principais características e cuidados a serem tomados durante a fabricação. Ainda segundo este código, a fabricação dos equipamentos pode ser realizada através de atividades distintas de soldagem, forjamento ou brasagem, o que pode ser notado na Subseção B.

Não há dúvidas de que a maioria dos equipamentos é construída utilizando-se as atividades de soldagem como a principal maneira de união de suas partes. Por sua vez, os materiais mais comuns aplicados na construção de equipamentos são os aços carbono e os aços baixa-liga. As tratativas de projeto e construção de um equipamento com estes materiais seguem os requisitos da

Subseção C – Parte UCS do código ASME VIII Div. 1 – “*Requirements for Pressure Vessels Constructed of Carbon and Low Carbon Alloy Steels*”.

Um exemplo de vasos de pressão projetados e fabricados através deste código são as esferas de armazenamento de gás, normalmente GLP (gás liquefeito de petróleo), instaladas em refinarias e terminais petrolíferos. Estas esferas normalmente têm seus volumes nominais padronizados em 10.000bbl (1.590m^3) ou 20.000bbl (3.180m^3), que correspondem a um diâmetro interno de aproximadamente 14,60m e 18,25m[1]. O material base aplicado a estas esferas normalmente é o ASTM A516 Gr.70, com espessuras na ordem de 50mm.

O processo de fabricação destas esferas, requer a soldagem deste material e posterior tratamento térmico de alívio de tensões devido à espessura, como é previsto pelo código ASME VIII Div.1 em sua tabela UCS 56. Algumas das juntas soldadas deste equipamento podem receber diversos ciclos de tratamento térmico devido a sua posição ou a necessidade de reparos. Desta forma, as soldas podem chegar a passar por ciclos de até 10,5h de tratamento térmico a uma temperatura de 620°C aproximadamente [2].

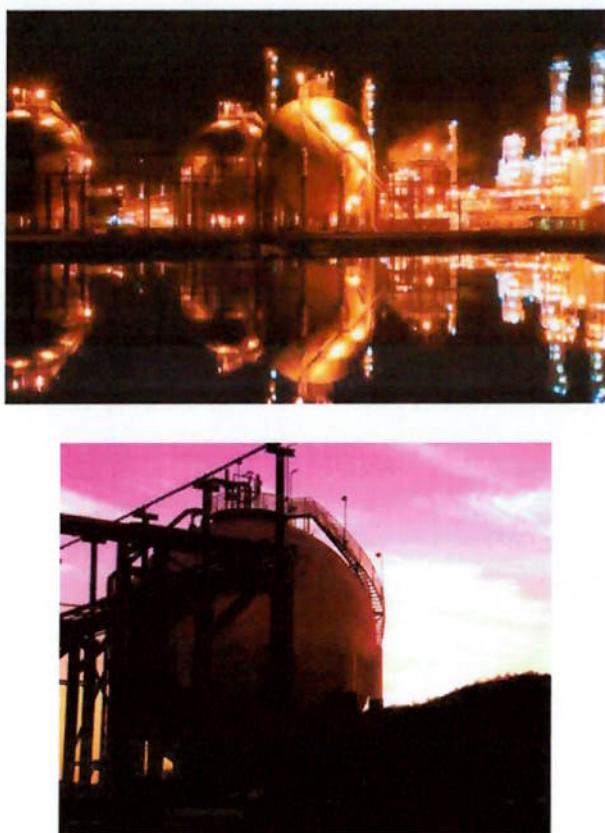


Figura 1.1 – Esferas de armazenamento de gás GLP [3].

Durante os tratamentos térmicos realizados após a soldagem as propriedades mecânicas da junta soldada são afetadas. É esperada uma diminuição nos valores de resistência mecânica e dureza, bem como um aumento do alongamento e da tenacidade do material.

Um desafio encontrado pelos fabricantes de aço e também pelos fabricantes de consumíveis de soldagem é produzir um material que combine baixo custo, e mantenha as propriedades de resistência mecânica e tenacidade elevadas após os longos ciclos de tratamento térmico.

Desta forma este trabalho tem o objetivo de avaliar a influência da adição de nióbio nas propriedades mecânicas do metal depositado através do processo de soldagem FCAW (Flux Cored Arc Welding) utilizando um consumível pertencente à especificação AWS A5.20 e classificação E71T-1. Serão avaliadas duas situações, sendo a primeira a condição como soldada e a segunda a condição após o tratamento térmico de alívio de tensões.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 OS AÇOS CARBONO E BAIXA LIGA

O aço é o material metálico mais comum e mais utilizado pela sociedade hoje em dia. Este pode ser fundido ou trabalhado de diversas formas podendo atingir valores de limite de resistência de até 5GPa. Por definição, o aço é uma liga de ferro e carbono. No entanto pode conter outros elementos tais como: manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio, vanádio, titânio, nióbio, alumínio, tungstênio, boro, fósforo, enxofre, nitrogênio, cobre, cobalto e outros. Cada elemento tem seu papel, seja durante o processo de fabricação do aço, ou para atingir propriedades e características particulares como resistência mecânica, dureza, resistência à corrosão, permeabilidade magnética e usinabilidade [4].

De maneira a obter um aço com as propriedades desejadas, alguns princípios metalúrgicos devem ser empregados para controlar 3 fatores principais:

- Composição química;
- Processamento do material;
- Microestrutura final;

Isto significa que a composição química e o processamento do material devem ser controlados para obter-se uma microestrutura adequada às propriedades desejadas do aço, ou seja, a microestrutura final é a responsável por determinar as propriedades do aço [4]. Como exemplo, vejamos nas Figuras de 2.1.1 à 2.1.4 como a microestrutura final do aço varia em função do teor de

carbono segundo o diagrama de equilíbrio de fases para o sistema ferro – carbono.

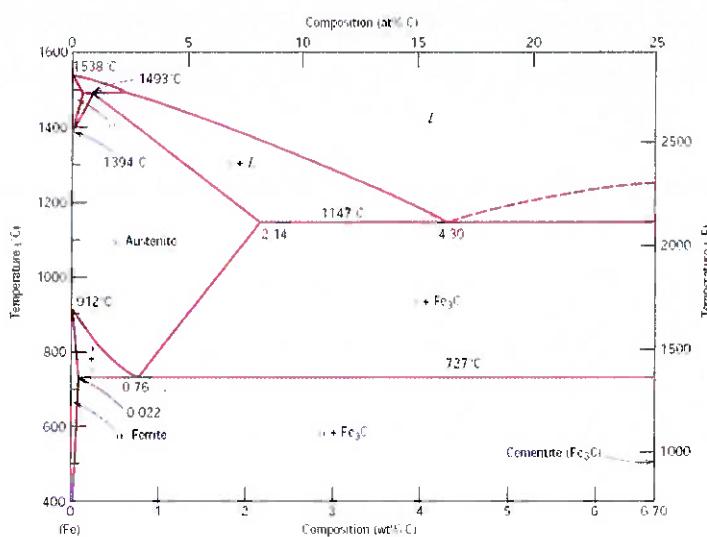


Figura 2.1 – Diagrama de equilíbrio de fases binário do sistema ferro – carbono [5].

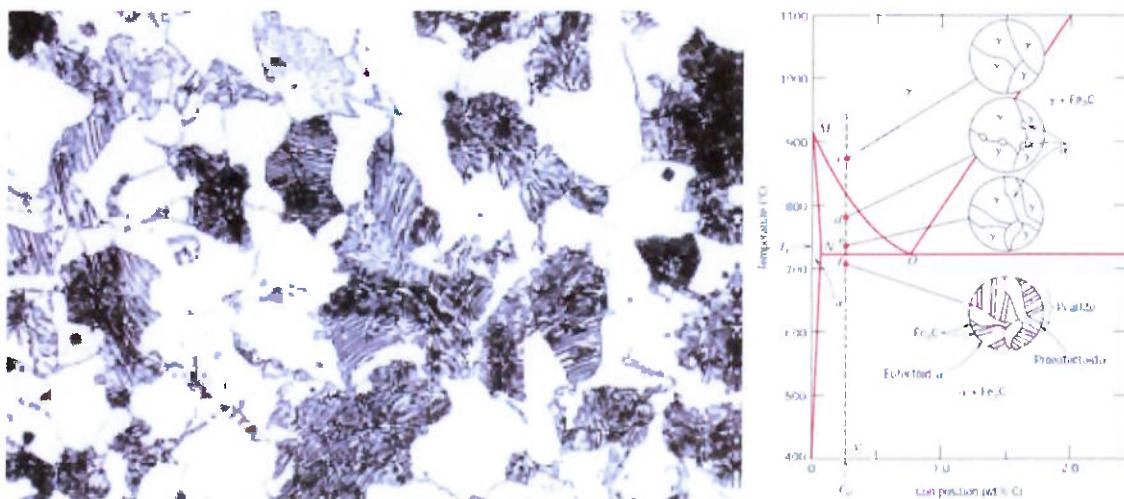


Figura 2.2 – À esquerda a micrografia de um aço hipoeutetóide contendo 0,38% de carbono composta por perlita e ferrita. Aumento de 635X; à direita uma representação da formação desta microestrutura sobre o diagrama ferro-carbono [5].

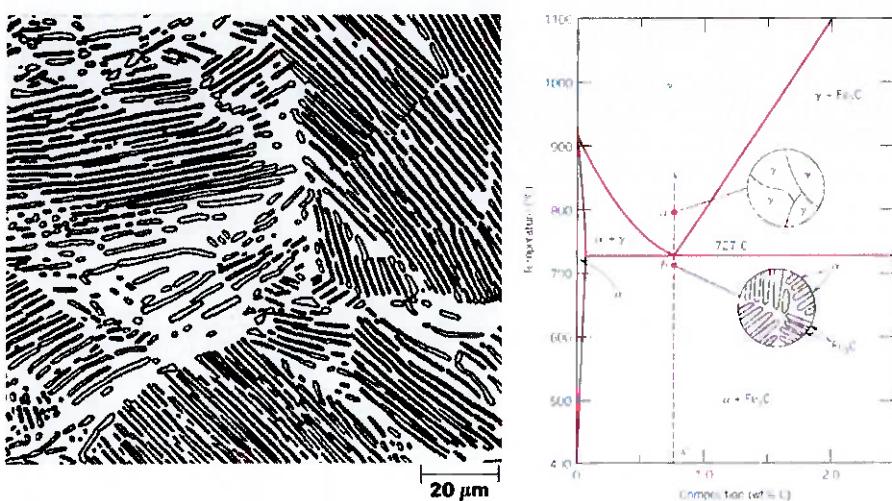


Figura 2.3 – À esquerda a micrografia de um aço eutetóide contendo 0,76% de carbono composta por perlita (ferrita + Fe₃C). Aumento de 500X; à direita uma representação da formação desta microestrutura sobre o diagrama ferro-carbono [5].

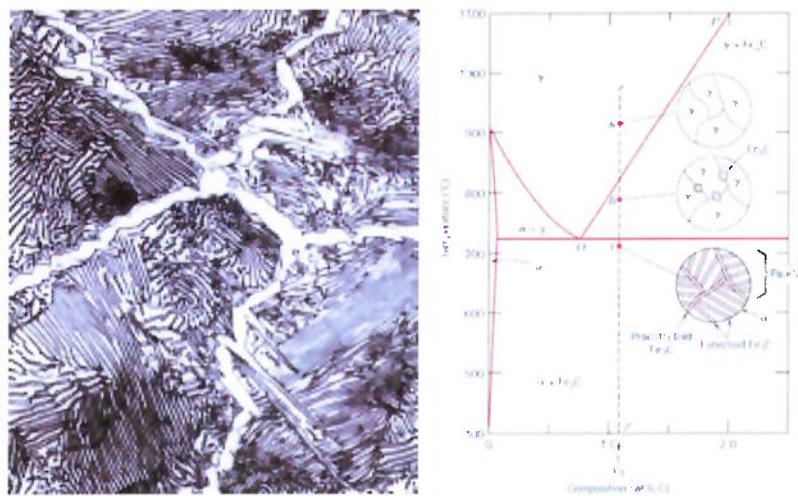


Figura 2.4 – À esquerda a micrografia de um aço hiper-eutetóide contendo 1,40% de carbono composta por cementita proeutetóide, circundando colônias de perlita. Aumento de 635X; à direita uma representação da formação desta microestrutura sobre o diagrama ferro-carbono [5].

Da mesma forma que a Figura 2.1 apresenta a variação da microestrutura do aço, em função de diversos teores de carbono, os demais elementos químicos adicionados ao aço também são capazes de alterar a microestrutura resultante, dando origem a outros diagramas, como por exemplo: Ferro – Cromo, Ferro – Níquel, etc. Também é possível obtermos diagramas ternários para podermos avaliar a microestrutura em função de três elementos químicos, como por exemplo: Ferro – Cromo – Níquel, muito utilizado para os aços inoxidáveis. Como a própria palavra já nos mostra, as estruturas apresentadas no diagrama provém do “equilíbrio” do sistema, ou seja, as fases apresentadas no diagrama são as fases mais estáveis possíveis, que se formariam após longos períodos (anos) e aonde após este tempo nenhuma difusão mais ocorreria.

No entanto, as velocidades de solidificação e resfriamento encontradas na prática não oferecem condições cinéticas para que as microestruturas finais atinjam o ponto de equilíbrio, conforme apresentado pelos diagramas de equilíbrio. Sendo assim, as microestruturas finais podem variar em função do tempo que a estrutura tem para se desenvolver (velocidade de solidificação e de resfriamento do material). O fator tempo altera o diagrama de equilíbrio de fases e dá origem ao diagrama de resfriamento contínuo versus transformação (CCT – Continous Cooling Transformation Diagram). Veja na Figura 2.5, como a microestrutura final pode variar em função da velocidade de resfriamento imposta sobre o aço AISI 1040.

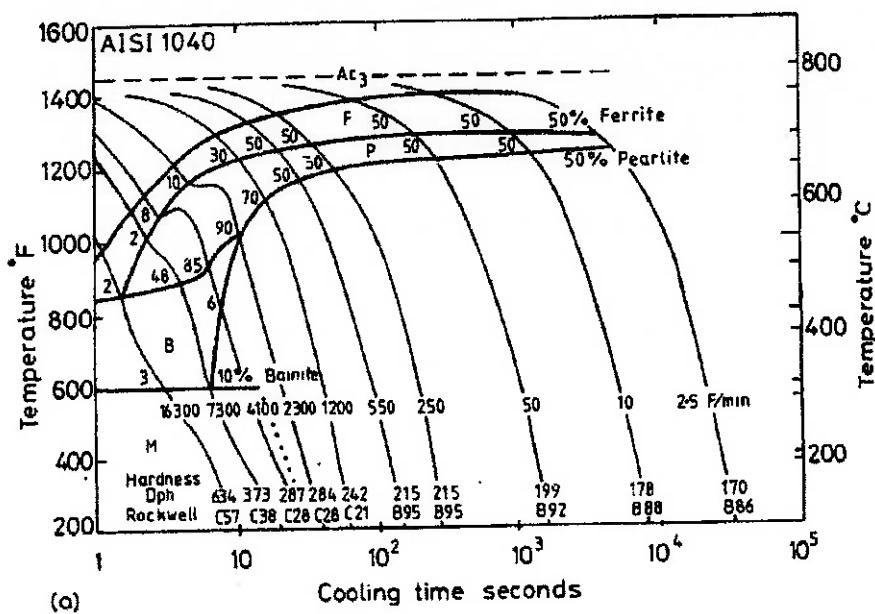


Figura 2.5 – Diagrama CCT mostrando o efeito da velocidade de resfriamento para um aço contendo 0,4% de carbono [6].

2.2 EFEITOS DA ADIÇÃO DOS PRINCIPAIS ELEMENTOS DE LIGA NOS AÇOS

Diversos são os elementos químicos que podem ser adicionados aos aços, cada qual com sua característica específica. Dentre os elementos mais utilizados podemos citar o manganês, o cromo, o níquel, o molibdênio e outros. A grande maioria deles tem a capacidade de aumentar a resistência mecânica dos aços tanto na temperatura ambiente, como também em temperatura elevadas, conforme pode ser visualizado na Figura 2.6.

Abaixo, iremos discutir brevemente a influência de cada um dos principais elementos de liga sobre as propriedades dos aços.

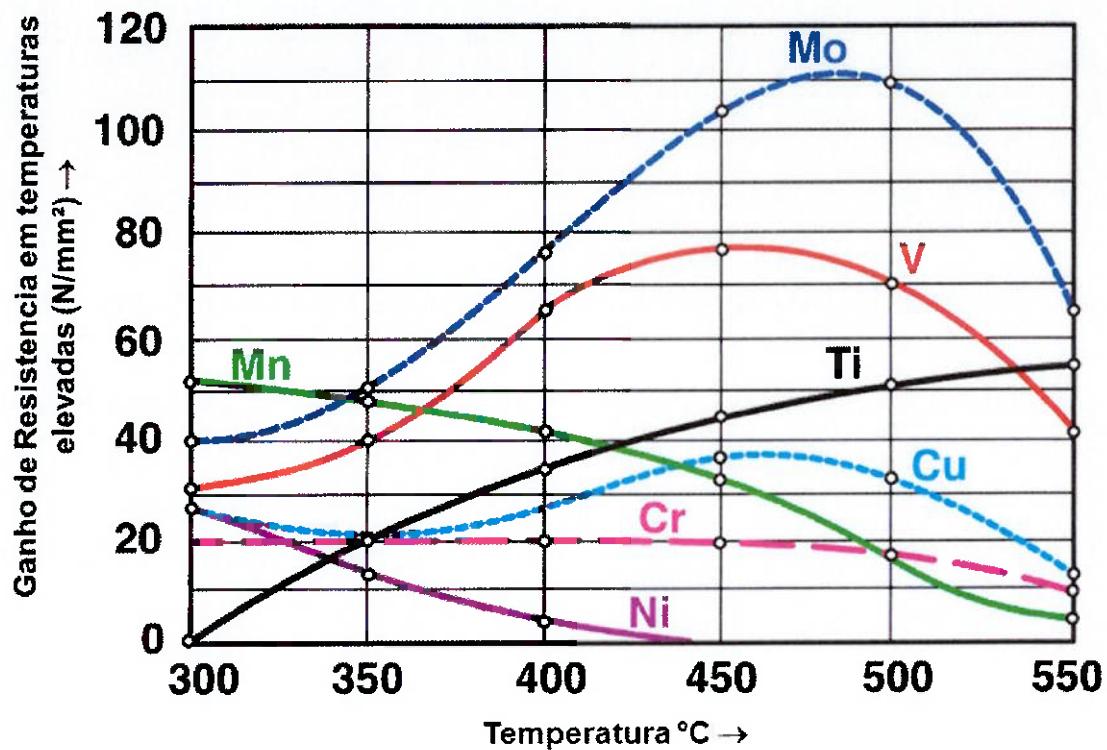


Figura 2.6 – Variação da resistência mecânica em função da temperatura devido à adição de 0,5% de elementos de liga, comparado ao aço carbono (de acordo com K. Kreitz, adaptado por Daniel Guedes). [7]

Carbono:

É o mais comum elemento de liga dos aços, sendo barato e tendo forte influência sobre a resistência mecânica e a dureza. O carbono é um elemento intersticial que ocupa os sítios formados entre os átomos maiores de ferro. A influência do carbono sobre as propriedades mecânicas do ferro podem ser vistas na Figura 2.7.

O carbono pode aumentar o limite de escoamento do ferro puro em até 190 MPa. À temperatura ambiente, o limite de solubilidade do carbono no ferro é de 0,005%. Em teores abaixo deste o carbono promove aumento da

resistência mecânica através do endurecimento por solução sólida. Em teores acima de 0,005%, o carbono irá se combinar com o ferro e formar carbonetos de ferro, também chamados de cementita (Fe_3C). Na Figura 2.7, no gráfico da direita, os aços são resfriados ao ar e para concentrações de carbono entre 0,1 e 0,8% são aços 100% perlíticos.

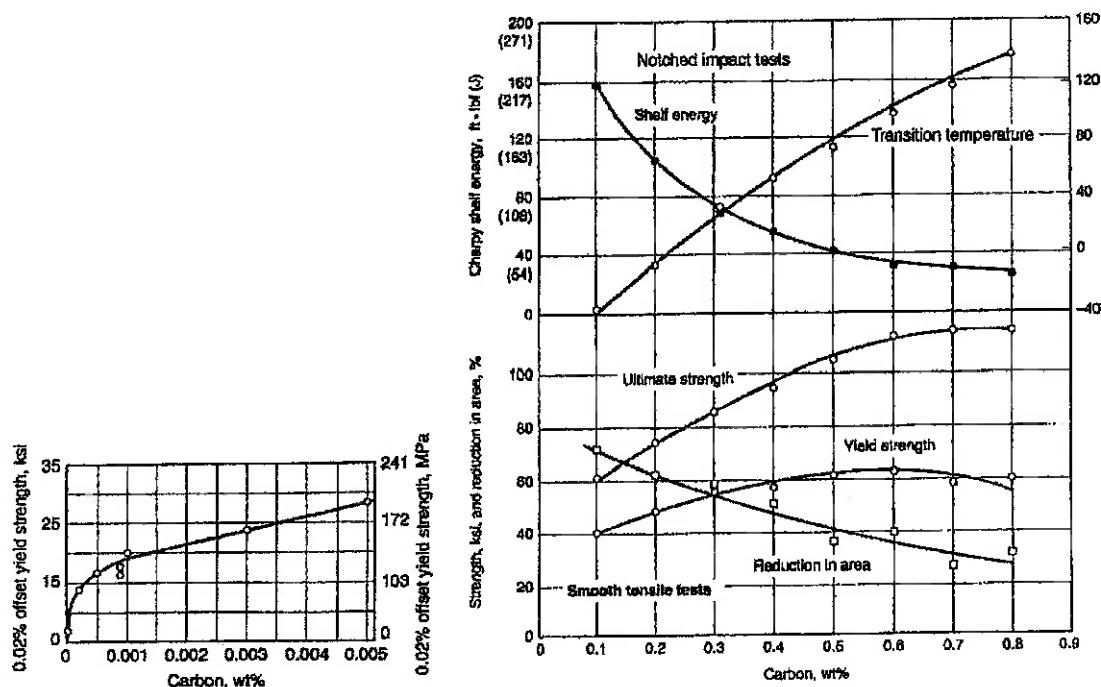


Figura 2.7 – À esquerda, a influência do teor de carbono sobre as propriedades mecânicas do aço como endurecedor por solução sólida. À direita, a influência da cementita nas propriedades mecânicas do aço resfriado ao ar [4].

O limite de escoamento atinge o pico para uma concentração de carbono de 0,6%, enquanto que o limite de resistência atinge o pico a uma concentração de 0,8% C. Os valores de resistência mecânica podem ser ainda maiores através do aumento da velocidade de resfriamento do aço, onde quanto maior a

velocidade de resfriamento do aço, mais fina a perlita resultante, podendo também ocorrer a formação de martensita. Contrariamente ao que ocorre com o limite de escoamento e o limite de resistência, o carbono exerce uma influência negativa sobre a redução de área, alongamento e tenacidade do aço [4].

Manganês

O manganês é um elemento essencial para todos os aços carbono, baixa-liga e alta-liga. Ele desenvolve uma série de papéis fundamentais como elemento de liga. Um deles é garantir que todo o enxofre residual esteja combinado com o manganês na forma de sulfeto de manganês (MnS). Para esta finalidade o manganês é adicionado em uma proporção mínima de 20:1. Caso não seja adicionado manganês ao aço, o enxofre irá se combinar com o ferro e formar sulfeto de ferro (FeS), o qual é um componente muito frágil que reduz a tenacidade e a ductilidade do aço, provocando um fenômeno chamado "*hot shortness*". Este fenômeno é uma condição onde um composto insolúvel tal como o FeS ou o Cu , tendo ponto de fusão baixo, forma uma superfície com aspecto trincado inaceitável durante a laminação a quente [4].

Outra função muito importante do manganês é sua capacidade de aumentar a resistência mecânica do aço. Ele é um átomo substitucional que pode ocupar o lugar de um átomo de ferro no reticulado CCC ou CFC. Cada 0,1% de manganês adicionado ao ferro irá promover uma aumento no limite de escoamento de 3MPa. O manganês também é responsável por reduzir a

temperatura de transformação eutetóide e também diminuir o teor de carbono eutetóide. Em quantidades acima de 12%, o manganês é um estabilizante da austenita e forma uma classe de aços manganês chamada de "*Hadfield*". Estes aços são utilizados em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste, como por exemplo: britadores de pedras ou conexões de trilhos ferroviários [4].

Silício

O silício é adicionado com a intenção de desoxidar o aço, removendo o oxigênio dissolvido do metal líquido durante o processo de refino. O oxigênio é um elemento indesejável ao aço porque ele forma inclusões de óxidos, as quais degradam a ductilidade, tenacidade e resistência à fadiga. O silício também tem um moderado efeito de endurecimento do aço, porém normalmente ele não é adicionado com esta intenção. Cada 0,1% de silício adicionado ao aço, provoca um aumento do limite de escoamento de 8MPa. Ele se comporta como um elemento que estabiliza a ferrita e pode ser encontrado em alguns aços inoxidáveis. Uma propriedade muito importante do silício é a melhoria das propriedades elétricas do aço. Transformadores de ferro-silício contêm 3,5% de silício [4].

Fósforo

O fósforo é elemento residual considerado como uma impureza no aço, sendo normalmente controlado em níveis abaixo de 0,02%. No entanto, como o carbono, o fósforo é considerado um elemento intersticial que pode aumentar

consideravelmente as propriedades mecânicas do aço. Por esta razão o fósforo é adicionado a uma classe especial de aços chamados de aços refosforados para aumentar as propriedades mecânicas. Essa classe de aços tem uma usinabilidade melhorada em comparação aos aços comuns [4].

Enxofre

Este elemento também é considerado como impureza e está presente como residual nos aços, sendo controlado em níveis inferiores a 0,02%. No entanto, mesmo sendo um elemento de pequeno raio atômico, ele não é considerado como intersticial, pois é completamente insolúvel no ferro. Da mesma forma que para o fósforo, o enxofre também da origem a uma classe especial de aços chamados ressulfurados, com usinabilidade aprimorada [4].

Níquel

O níquel é um elemento muito importante devido a seu efeito sobre a temperabilidade dos aços, estando presente em diversos tipos de aço baixa-liga. Por ser um elemento substitucional no aço, ele tem pequena influência sobre o aumento do limite de resistência. É um elemento estabilizador da austenita, sendo vital para os aços inoxidáveis austeníticos. Tem também um papel fundamental sobre os aços para aplicações criogênicas e tanques de armazenamento de gases de hidrocarbonetos [4], podendo ser adicionado em teores de até 37% conforme ASTM A333 Gr.11 [8]. Ele não se combina com o carbono e se mantém sempre em solução sólida.

Cromo

Da mesma maneira que o níquel, o cromo tem um efeito importante sobre a temperabilidade do aço sendo usado em diversas classificações. Este elemento exerce um papel muito importante sobre a resistência à corrosão dos aços, na forma de solução sólida, sendo o principal elemento de liga dos aços inoxidáveis. Além disso, o cromo é capaz de formar diversos carbonetos de cromo importantes que são necessários para os aços resistentes ao desgaste, resistentes à fluência e também para os aços ferramenta [4].

Molibdênio

O molibdênio é um potente endurecedor, influenciando a temperabilidade. Da mesma forma que o cromo, este elemento pode formar diversos tipos de carbonetos que são importantes para as aplicações de resistência ao desgaste, elevadas temperaturas e em aços ferramenta. Nos aços baixa-liga, o molibdênio é adicionado para diminuir a fragilização ao revenido. Este tipo de fragilização ocorre quando os aços baixa-liga são revenidos em uma faixa de temperatura de 260 – 370°C, sendo provocada pela presença de impurezas como o fósforo que se acumula nos contornos de grão da austenita primária, fragilizando os contornos. O molibdênio também melhora as propriedades de resistência à fluência dos aços baixa-liga em temperaturas elevadas [4].

Vanádio

Vanádio é um elemento muito potente que age sobre a temperabilidade dos aços. Sua principal função é a formação de nitretos de vanádio e carbonetos de

vanádio (também podendo se combinar na forma de carbonitreto de vanádio). Uma de suas principais aplicações está nos aços baixa-liga-alta-resistência (HLA – *High Strength Low Alloy*). Estes aços têm suas propriedades mecânicas aprimoradas pela precipitação de compostos de vanádio. A formação de carbonetos de vanádio é muito importante para a resistência ao desgaste. O carboneto de vanádio é muito mais duro do que o carboneto de ferro, carboneto de cromo e o carboneto de molibdênio. Sendo assim, o vanádio é importante para os aços ferramenta os quais são usados em brocas e perfuração [4].

Nióbio

A principal aplicação do nióbio dá-se nos chamados aços de baixa-liga-alta-resistência (HLA), utilizados em tubulações de grandes diâmetros, usados na construção civil, em obras de grande porte e na indústria automobilística. A liga ferro-nióbio, obtida através do processo de aluminotermia, é um importante insumo empregado na obtenção de alguns tipos de aços, como os microligados e inoxidáveis, com aplicação nas indústrias de construção civil, automotiva, naval, aeronáutica, espacial, na fabricação de tubulações (grades, estruturas, gasodutos e oleodutos) e de ferramentas de alta precisão [4].

Nos aços HSLA, mesmo com um reduzido consumo específico (cerca de 400g de FeNb por tonelada de aço), o nióbio confere ao produto características de alta resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade. Nos aços inoxidáveis estabilizados, devido à elevada afinidade do nióbio pelo carbono, a sua

importância consiste em neutralizar a formação dos carbonetos de cromo nos contornos de grão (fenômeno conhecido como sensitização) através da formação de carbonetos primários de nióbio. Alguns exemplos de aços inoxidáveis austeníticos estabilizados são o AISI 347, 318 e 309LNb. O perfil do consumo de nióbio distribui-se em: 75% na fabricação de aços HLA (sob a forma de ferro-nióbio); 12% são utilizados na fabricação de aços inoxidáveis resistentes ao calor, também sob a forma de ferro-nióbio; 10% (na produção de superligas na forma de óxido de nióbio); e 3% para outros usos (também na forma de óxido de nióbio) [4].

Titânio

Atua como um forte desoxidante, porém normalmente não é adicionado com este propósito. Uma de suas principais aplicações está nos aços baixa liga alta resistência (HSLA) devido à formação de precipitados de nitretos de titânio (TiN). O nitreto de titânio trava os contornos de grão da austenita primária promovendo assim o refino de grão. Outro papel muito importante do titânio está nos aços que contêm boro, onde a adição de titânio é capaz de remover o nitrogênio e o oxigênio do metal líquido para que o boro, forte formador de nitretos e óxidos, possa permanecer em solução sólida e exercer seu papel de aumentar a temperabilidade do aço. Este fenômeno é chamado de "efetivação do boro". Devido a sua grande afinidade pelo carbono e pelo nitrogênio, o titânio é muito importante para os aços IF (*Interstitial Free*), os quais têm elevada formabilidade / estampabilidade. Nos aços inoxidáveis o titânio também é utilizado para se combinar com o carbono evitando assim a formação de

carbonetos de cromo, o que resultaria no fenômeno conhecido como sensitização [4]. Como exemplo, podemos citar o aço inoxidável austenítico estabilizado AISI 321.

Boro

Este elemento é o mais poderoso para aumentar a temperabilidade dos aços. Uma pequena adição de boro, da ordem de 0,003%, é o suficiente para elevar a temperabilidade dos aços baixa-liga. No entanto, o boro é um forte formador de nitretos, porém só pode aumentar a temperabilidade se estiver na sua forma elementar em solução sólida. Desta forma o boro deve ser adicionado junto com titânio para que o titânio reaja primeiro com o nitrogênio impedindo a formação de nitretos de boro [4].

Após termos analisado os efeitos provocados pela adição dos elementos de liga mencionados acima, o próximo capítulo apresentado neste trabalho nos mostra que não apenas através da adição de elementos de liga podemos alterar as propriedades dos aços. Muitas vezes, esta adição deve ser combinada com alguma outra forma de tratamento térmico ou termomecânico.

2.3 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO NOS METAIS

A resistência mecânica dos metais é sensível à sua microestrutura. A maioria dos mecanismos de endurecimento está relacionada à dificuldade de

movimentação das discordâncias ao longo do reticulado cristalino. Estes mecanismos incluem [9]:

- O endurecimento através da redução do tamanho de grão;
- O endurecimento por deformação;
- O endurecimento por solução sólida;
- O endurecimento através da dispersão de partículas finas.

Com tamanhos de grãos menores existe uma maior quantidade de contornos de grão que impedem a movimentação de discordâncias. Os metais endurecem por deformação devido ao aumento do número de discordâncias as quais interferem no movimento umas das outras. Em soluções sólidas, os átomos de soluto obstruem a continuidade dos vazios. Partículas finas e duras dispersas geram obstáculos para a movimentação das discordâncias. A formação de martensita e o endurecimento por envelhecimento dos aços são algumas vezes considerados mecanismos separados, mas ambos são relacionados aos efeitos dos solutos intersticiais sobre as discordâncias [9].

2.3.1 REDUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO

Os contornos de grão são importantes obstáculos para o escorregamento e desta forma, os materiais de grãos mais finos são mais resistentes do que os materiais que contêm grãos mais grosseiros. A dependência do limite de escoamento em função do tamanho de grão é normalmente expressa pela relação de Hall-Petch de acordo com a equação 1 abaixo [9].

$$\sigma = \sigma_0 + K_Y d^{-1/2}$$

Equação 1

Onde:

- σ = Tensão Limite
- σ_0 = Tensão Teórica de Limite ao Cisalhamento
- K_y = Constante medidora da extensão de empilhamento de discordâncias junto à fronteira de grão
- d = Tamanho de grão

A Figura 2.8 mostra essa relação para as ligas de ferro.

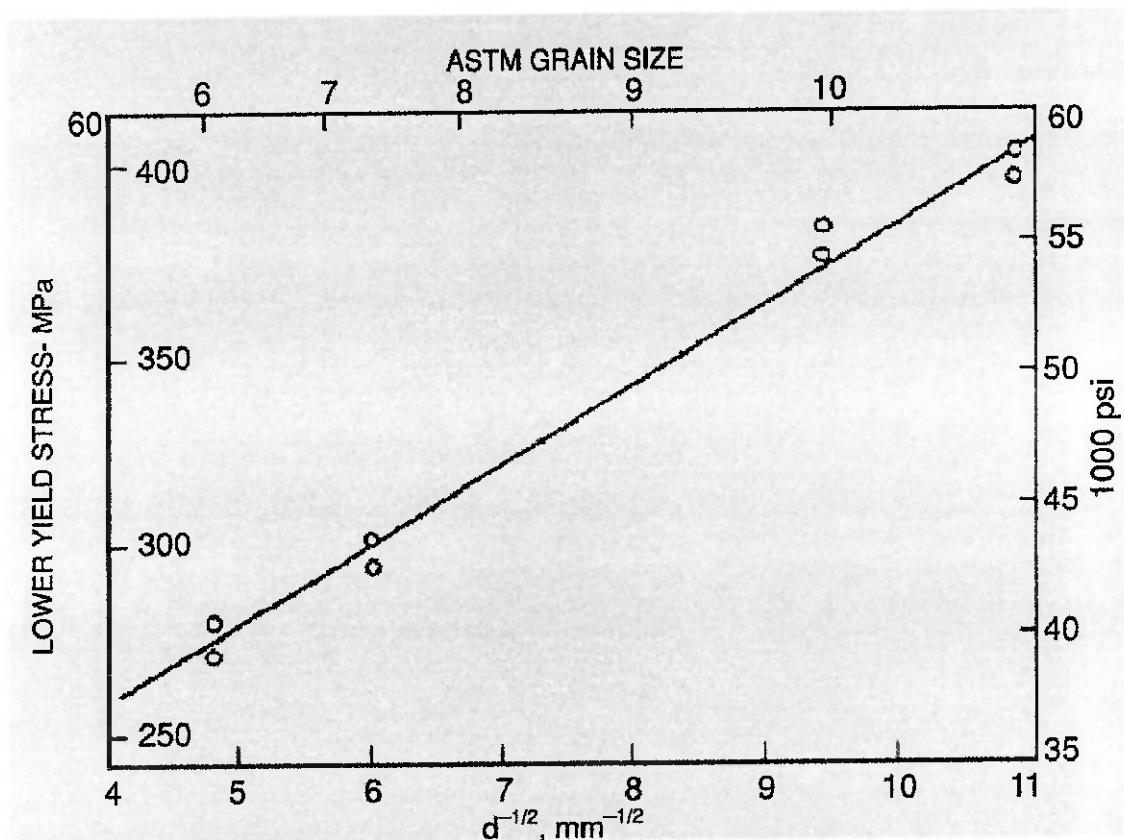


Figura 2.8 – A dependência do limite de escoamento da ferrita em função do tamanho de grão. Esta relação está representada de forma gráfica em função de $d^{-1/2}$ resulta em uma linha reta [10].

Esta dependência pode ser explicada pelo empilhamento das discordâncias nos contornos de grão. O número de discordâncias empilhadas é proporcional ao tamanho de grão d . A concentração de tensões gerada no grão ao longo dos contornos aumenta o número de discordâncias empilhadas elevando assim a dificuldade para o escorregamento entre os planos [9].

2.3.2 ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO

O endurecimento por deformação é o fenômeno onde um metal dúctil se torna mais duro e resistente à medida que ele é plasticamente deformado [5]. Para materiais com estrutura CFC (cúbica de face centrada) existe uma forte correlação entre energia de falha na sequencia de empilhamento e a exponencial de endurecimento por deformação delas, como mostrado na Figura 2.9 abaixo. Em metais com baixa energia de falha na sequencia de empilhamento, o endurecimento devido ao trabalho é mais persistente devido a maior dificuldade de escorregamento. Nesta figura, também são apresentadas regiões de dados para os aços inoxidáveis austeníticos e para o latão 70/30 e 90/10. [9]

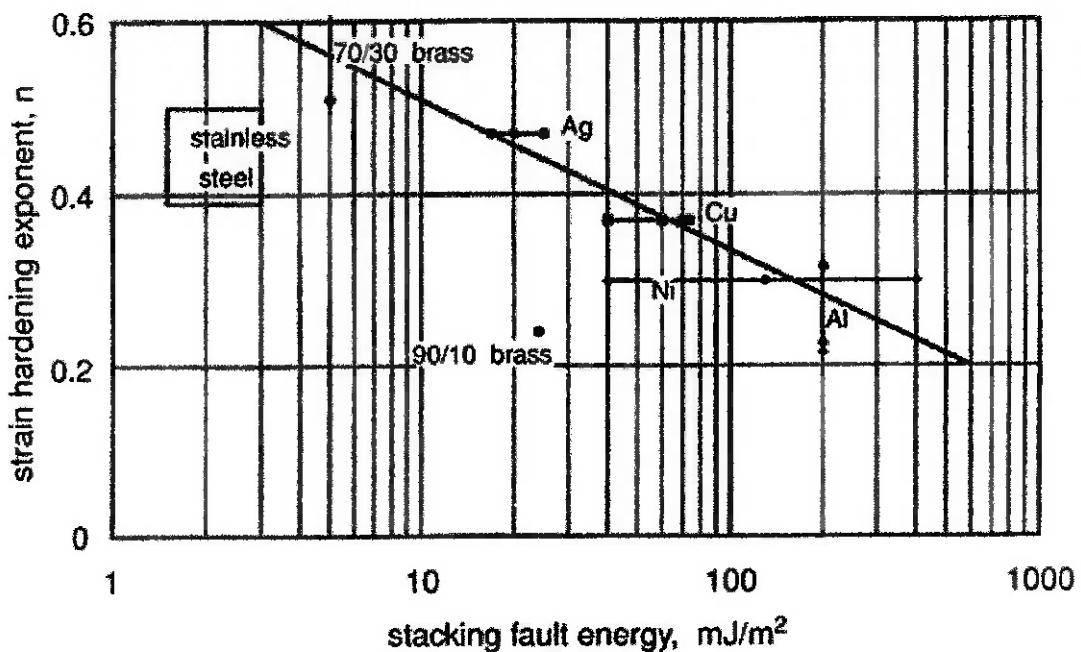


Figura 2.9 – Correlação do expoente de endurecimento por deformação, n , com a energia de falha de empilhamento. [9]

O endurecimento por deformação pode ser explicado com base nos campos de tensão gerados pela interação entre as discordâncias. A densidade de discordâncias em um metal aumenta com a taxa de deformação imposta sobre o material devido à multiplicação ou a formação de novas discordâncias. Consequentemente, a distância média que separa as discordâncias diminui e a movimentação delas é dificultada pela presença de outras discordâncias. Desta forma, a tensão imposta para deformar o material aumenta. A Figura 2.10 mostra como o aço, o bronze e o cobre têm um aumento dos seus limites de escoamento e de resistência em função da taxa de deformação aplicada. Ao mesmo tempo, para que ocorra o endurecimento temos a perda de ductilidade [5].

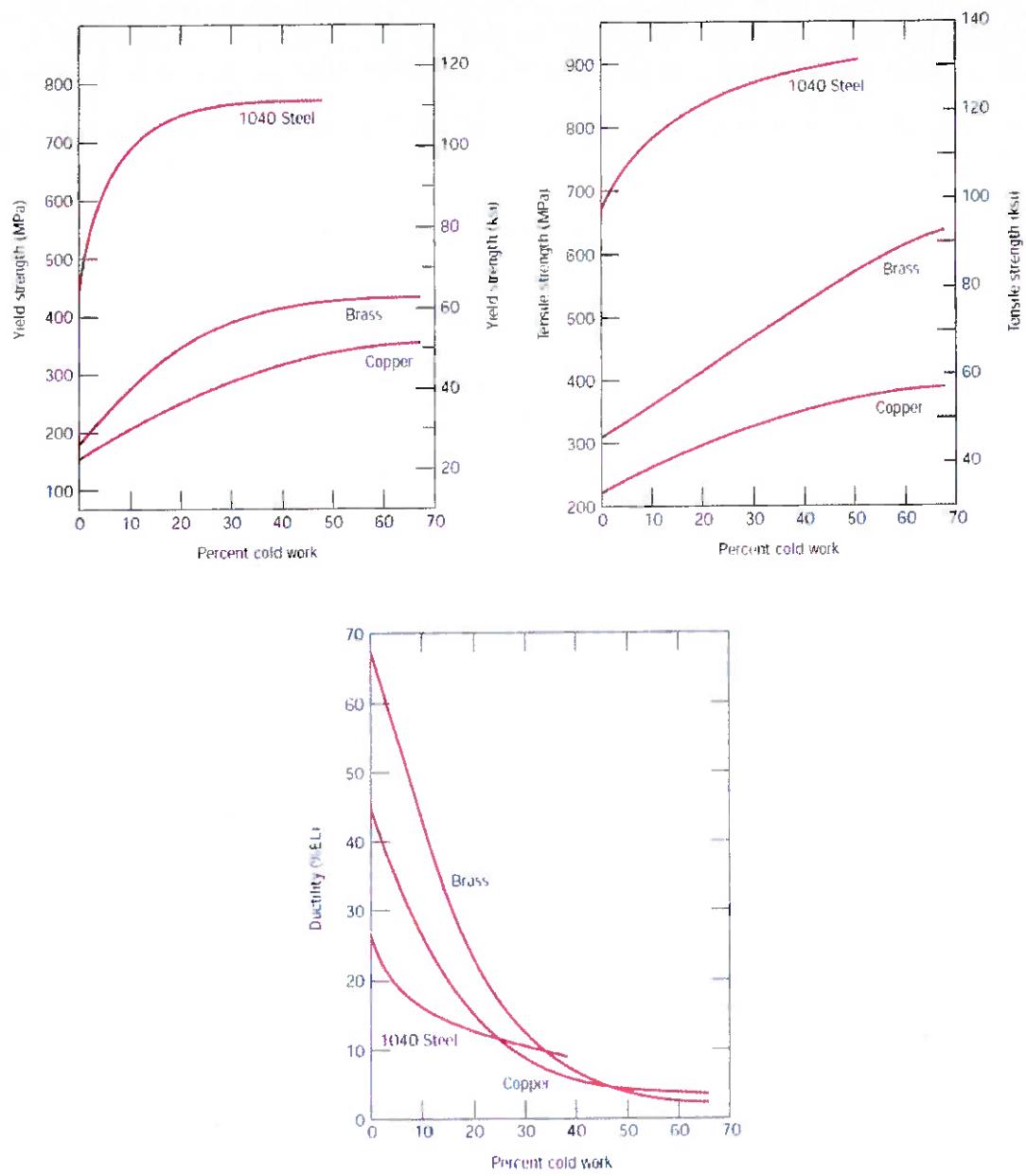


Figura 2.10 – Para o aço 1040, o bronze e o cobre, a variação do limite de escoamento, do limite de resistência e da ductilidade em função da porcentagem de deformação [5].

2.3.3 ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA

Outra forma de aumentar a resistência mecânica e a dureza dos materiais é adicionando átomos de elementos diversos, chamados elementos de liga, que entram em solução de forma substitucional ou intersticial. Metais de alta pureza são quase sempre mais macios e fracos do que ligas compostas do mesmo elemento base. Aumentando a concentração de elementos diversos, normalmente o resultado é uma liga com maiores propriedades mecânicas de limite de resistência, limite de escoamento e dureza. Em contrapartida, para que estas propriedades possam aumentar, tem-se queda no alongamento e na tenacidade dos metais [5]. A Figura 2.11 mostra o aumento da dureza do ferro puro em função da adição de alguns dos principais elementos de liga que constituem os aços juntamente com o ferro.

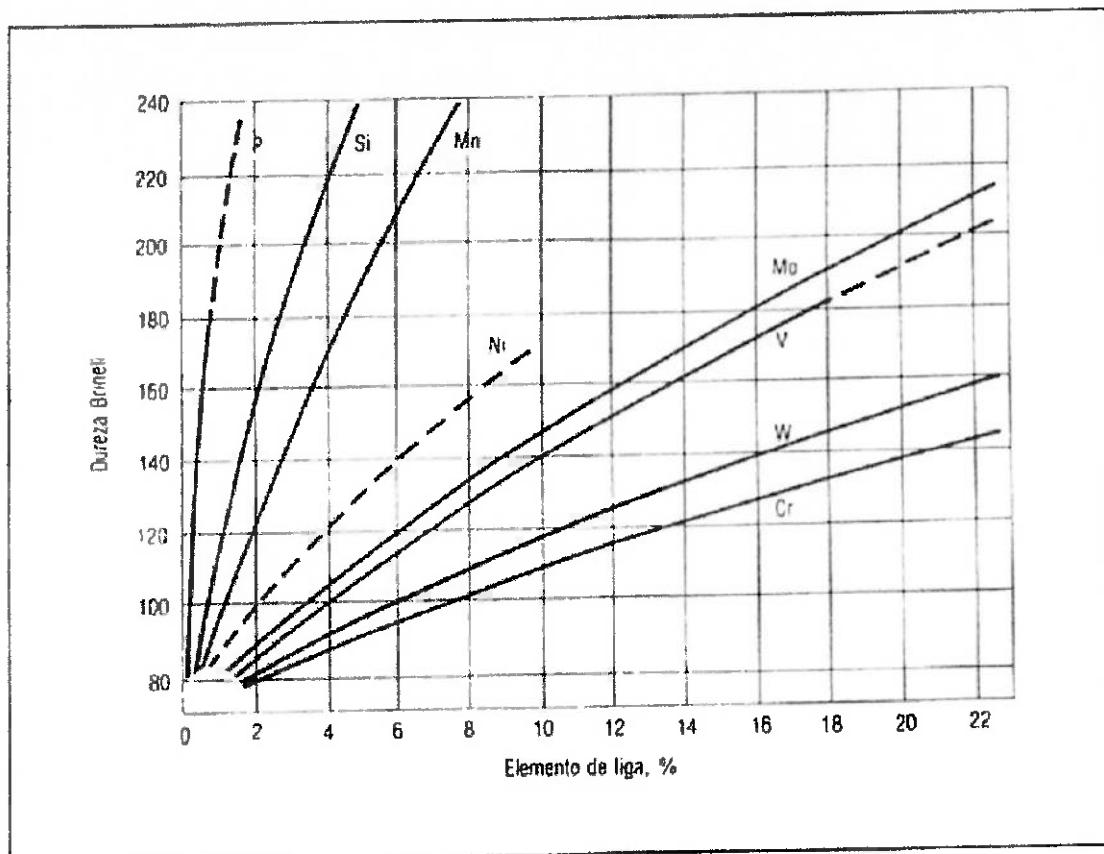


Figura 2.11 – Efeito do endurecimento por solução sólida, causado pela adição de elementos de liga no ferro puro [11].

Ligas são mais resistentes que metais puros devido ao efeito que os elementos de liga exercem sobre as tensões de rede que cercam os átomos. Desta forma, são gerados campos de tensões que dificultam a movimentação de discordâncias. Assim, a resistência ao escorregamento entre os planos atômicos é maior quanto maior a quantidade de elementos de liga presentes, pois as tensões necessárias para que a discordância atravesse os campos de tensão é maior. Veja na Figura 2.12, como os átomos de elementos de liga substitucionais afetam a movimentação das discordâncias. Na parte de cima da figura, com referência à adição de átomos de soluto com menor diâmetro do

que os átomos da matriz e na parte de baixo com adição de átomos de soluto com maior diâmetro [5].

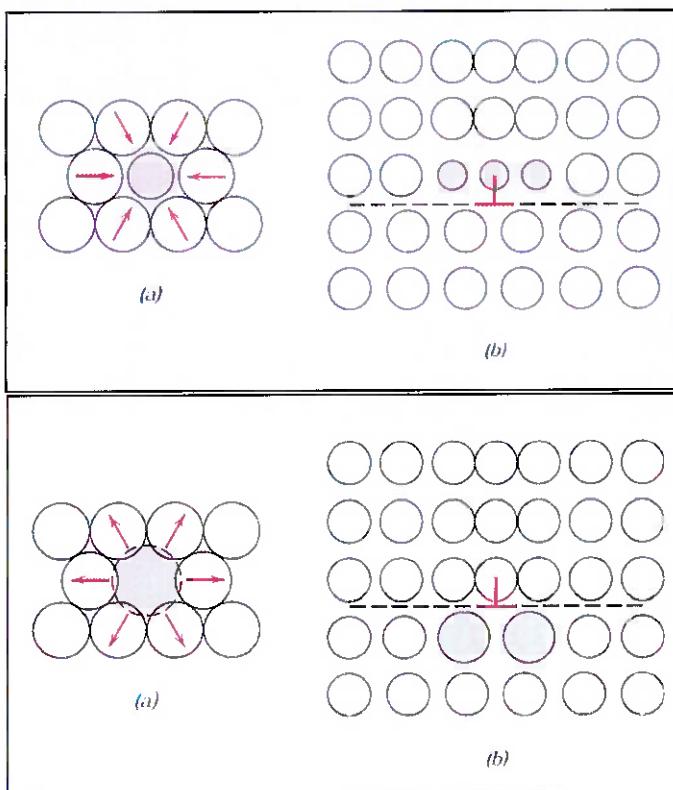


Figura 2.12 – Representação dos campos de tensões gerados sobre a rede cristalina e o caminho para a passagem das discordâncias, para adição de átomos substitucionais [5].

O efeito da adição de elementos de liga substitucionais é principalmente atribuído a interação dos átomos de soluto com os campos de tensão gerados ao redor das discordâncias. Em baixas temperaturas muitos átomos de soluto no ferro podem causar um “amolecimento” ao invés de um endurecimento. Veja a Figura 2.13 abaixo [9].

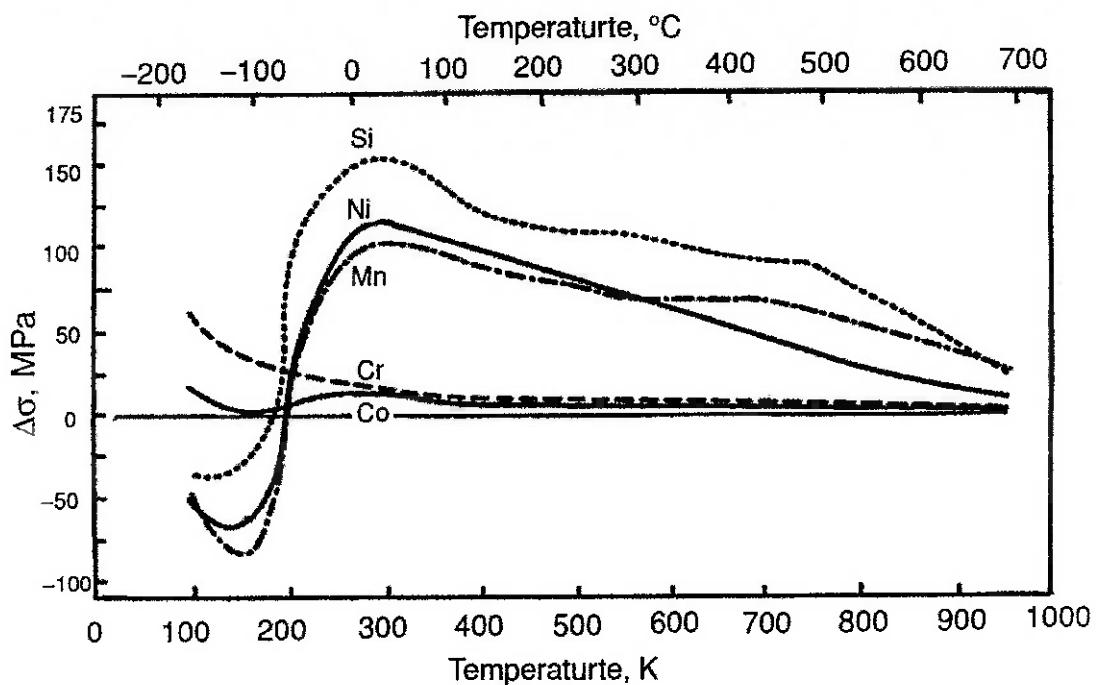


Figura 2.13 – O efeito de átomos de soluto substitucionais sobre o limite de escoamento do ferro. Perceba o amolecimento da solução em temperaturas baixas [9].

O endurecimento provocado pela adição de elementos de liga intersticiais tais como, o carbono e o nitrogênio, é muito destacado. No entanto, a formação de martensita nos aços ainda é considerada como um mecanismo de endurecimento separado. No entanto, a martensita pode ser compreendida como uma solução sólida supersaturada de carbono na ferrita e sua dureza atribuída ao efeito de endurecimento por solução sólida. A estrutura cristalina da martensita é tetragonal de corpo centrado com um grau de tetragonalidade crescendo linearmente com o acréscimo de carbono. Quando o teor de carbono se aproxima de zero, o reticulado cristalino e o limite de escoamento se aproximam da estrutura ferrítica (CCC), como pode ser visto na Figura 2.14 [9].

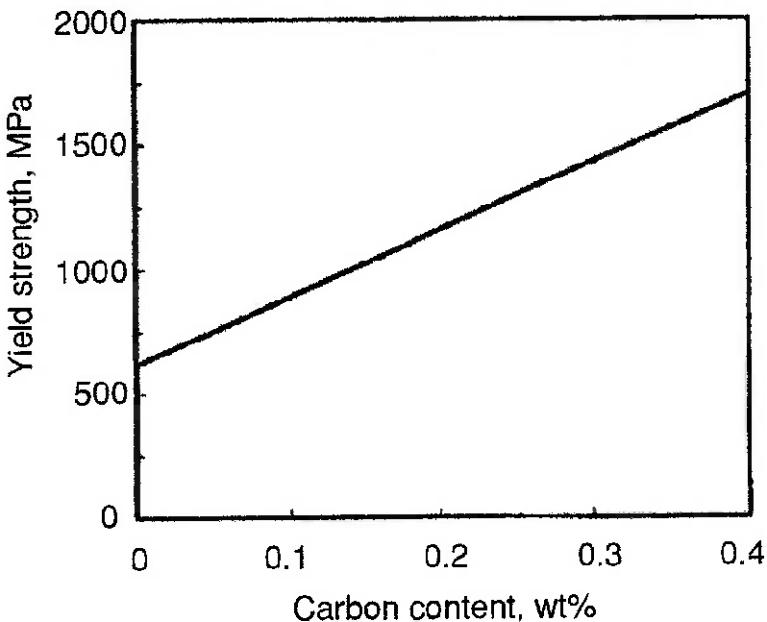


Figura 2.14 – O limite de escoamento da martensita em função do teor de carbono [9].

2.3.4 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DE PARTÍCULAS FINAS

A dispersão de partículas finas é um método muito eficiente de aumentar a resistência mecânica dos materiais. Existe uma série de maneiras através das quais é possível obter estas partículas dispersas. Isto inclui a precipitação por uma solução sólida supersaturada (endurecimento por envelhecimento), pressionando e sinterizando pós-metálicos misturados com partículas finas e por oxidação interna (por exemplo, precipitação de óxido de magnésio – MgO – em uma liga de prata). Estes precipitados presentes nos planos de escorregamento formam barreiras para a movimentação de discordâncias. Para que as discordâncias possam continuar se deslocando, existem duas possibilidades: se moverem por entre as partículas precipitadas ou

atravessarem (cortarem) as partículas precipitadas [9]. A Figura 2.15 representa a primeira situação que foi proposta por Orowan. À medida que as discordâncias passam por entre as partículas, um círculo de discordâncias é formado ao redor de cada partícula, chamado de círculo de Orowan.

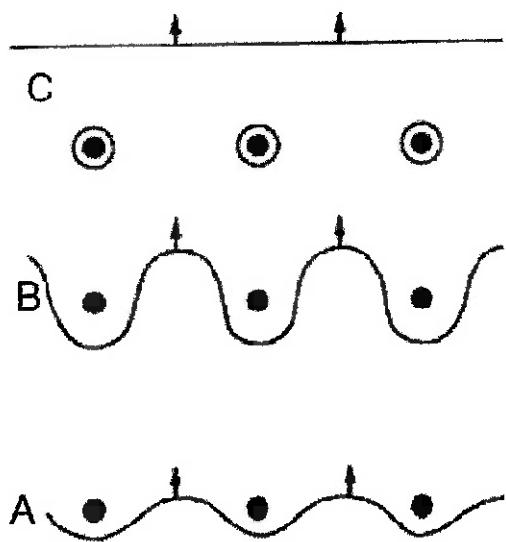


Figura 2.15 – Recombinação de discordâncias após passagem por entre as partículas duras precipitadas [9].

Na segunda possibilidade para a movimentação das discordâncias em uma matriz endurecida por partículas finas precipitadas, as discordâncias provocam o corte destas partículas mesmo estas sendo mais duras do que a matriz. A Figura 2.16 mostra o corte de partículas de Ni_3Al pelas discordâncias [9].

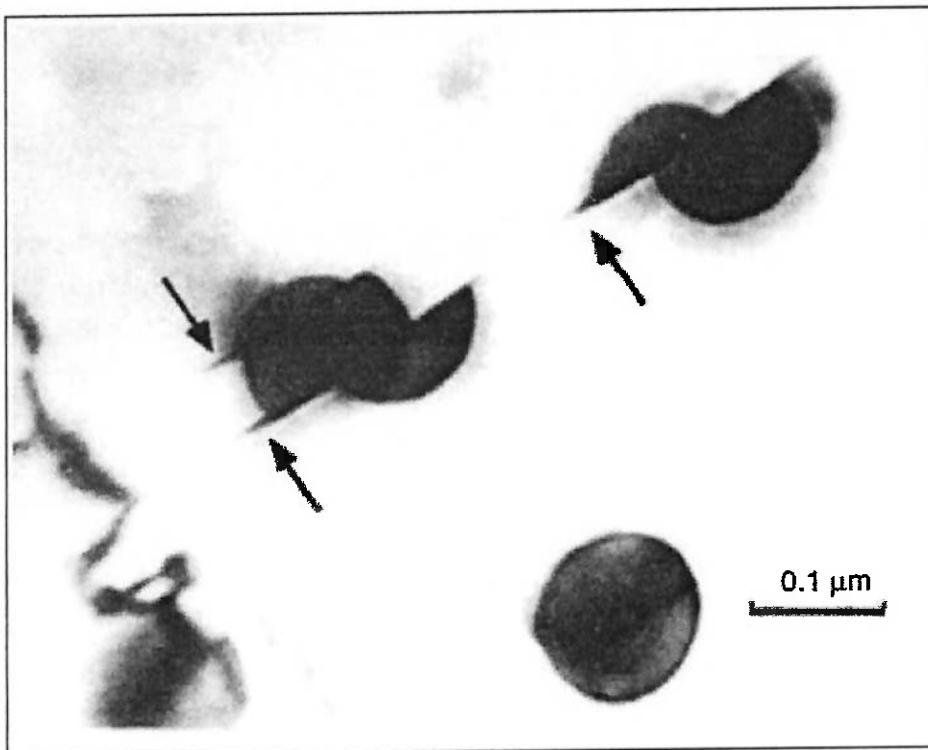


Figura 2.16 – Micrografia mostrando partículas de Ni₃Al em uma liga de níquel que foram cortadas por discordâncias. De Haasen, Physical Metallurgy, segunda edição, Universidade de Cambridge, publicado em 1986, pg. 349. Atribuído à H. Gleiter e E. Hornbogen [9].

Durante o revenimento da martensita, carbonetos se precipitam. Na maioria dos aços, o efeito do endurecimento por precipitação é completamente mascarado pela perda do efeito de endurecimento por solução sólida do carbono uma vez que este deixa a solução para formar carbonetos. Este fenômeno causa uma diminuição na dureza do material. No entanto, em aços ferramenta, por exemplo, os quais contêm grandes teores de elementos formadores de carbonetos como tungstênio, molibdênio, cromo e vanádio, o efeito pode ser um aumento ainda maior na dureza pela precipitação de carbonetos [9].

2.4 DETALHES DO EFEITO DA ADIÇÃO DE NIÓBIO NOS AÇOS CARBONO

O nióbio é um elemento ferritizante [13] e o diagrama de fase binário Fe-Nb está ilustrado na Figura 2.17. A temperatura de início de formação da fase austenita decresce a partir de 1667K (1394°C) para uma concentração de Nb=0,00% até 1451K (1178°C) para uma concentração de Nb=1,70%. Duas ideias são consideradas para que as fases presentes no diagrama coexistam. A primeira é o aumento da concentração de Nb acima de 1,70% e a segunda é a adição de um terceiro elemento, tal como o carbono, o qual altera o diagrama de fase. Além disso, é esperado que o crescimento do grão austenítico seja suprimido pelo efeito de ancoramento do carboneto de nióbio (NbC), caso o mesmo se forme durante a solidificação de ligas Fe-C-Nb. Por outro lado, o potencial de nucleação do NbC foi investigado desde a formação das dendritas finas, uma vez que é esperado que o NbC atue como núcleo heterogêneo. Na Figura 2.18, podemos ver a solubilidade do nióbio no ferro líquido contendo 0,1% de carbono [13]. Por sua vez, na Figura 2.19, observa-se o atraso na nucleação da ferrita provocado pela adição de nióbio em um aço 1020 [11].

No sistema ternário Fe-C-Nb, a maior característica do diagrama de equilíbrio relativo aos aços é a notável redução da solubilidade do carbono na austenita e na ferrita como resultado da formação de carbonetos [12].

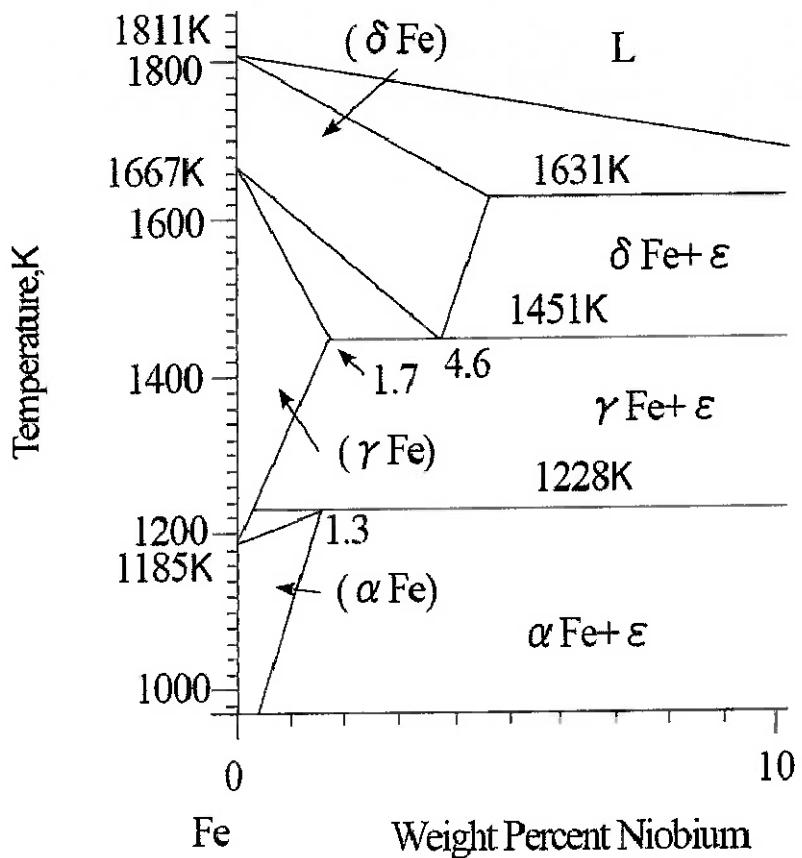


Figura 2.17 – Diagrama de fase binário Fe-Nb [13].

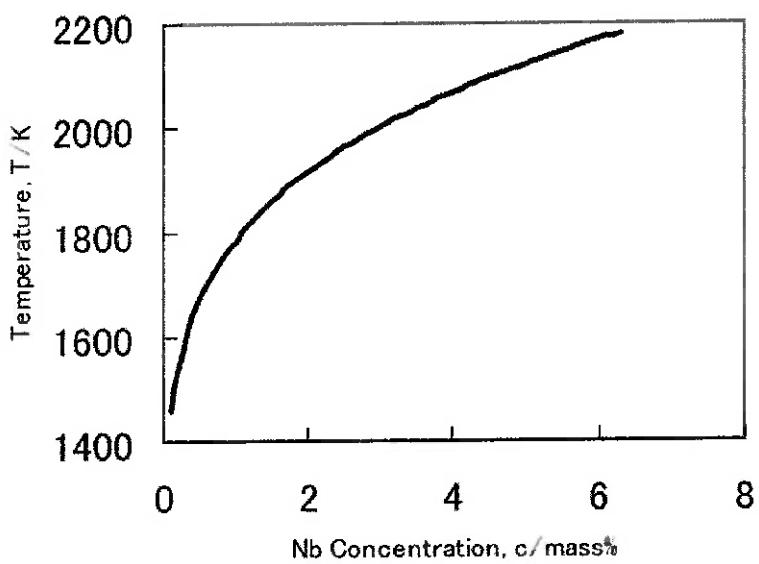


Figura 2.18 – Temperatura de formação do NbC no sistema Fe-0,1%C-Nb [13].

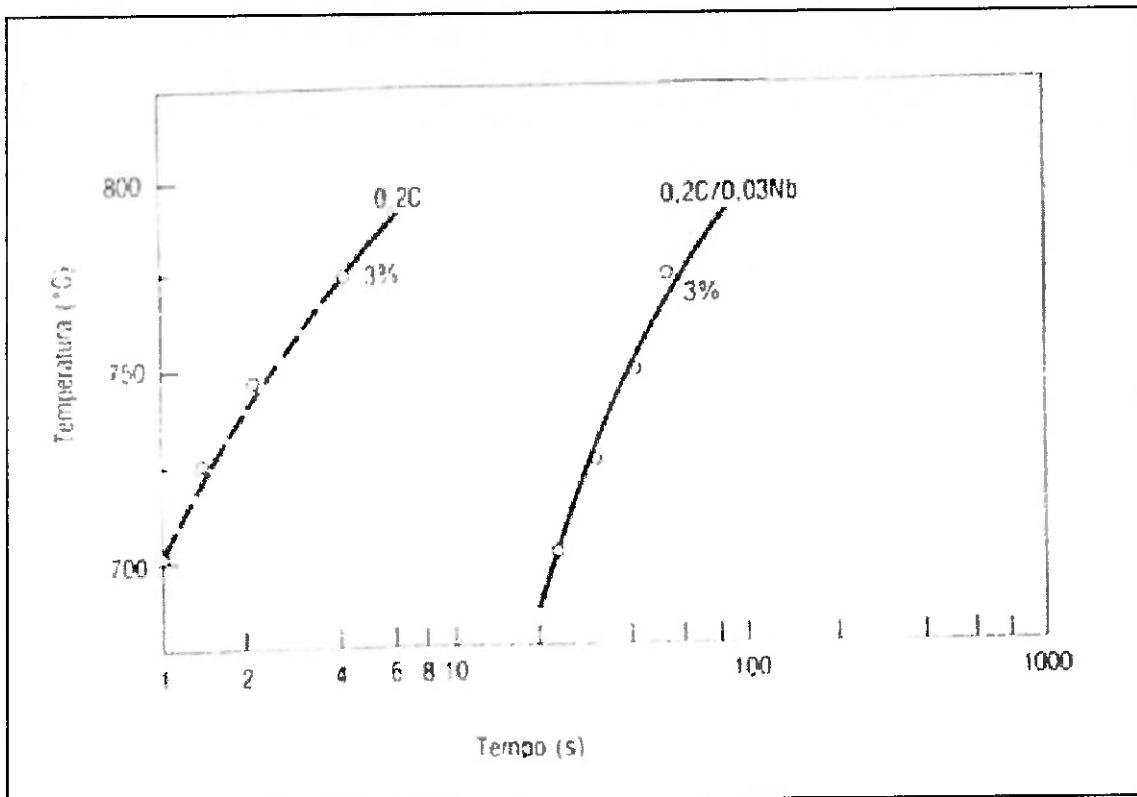


Figura 2.19 – Início da formação de ferrita em aço 0,20% C – 1,0% Mn sem e com adição de 0,03% Nb. Amostras austenitizadas a 1200°C por 1 hora. Tamanho do grão austenítico de 100 a 200µm [11].

O nióbio tem influência sobre as propriedades mecânicas dos aços de três formas diferentes [14].

- (1) Refino do tamanho de grão durante o processamento termomecânico;
- (2) Diminuição da temperatura de transformação da austenita para ferrita (Ar_3);
- (3) Endurecimento por precipitação.

O refino de grão é o único mecanismo que aumenta ao mesmo tempo a resistência mecânica, a tenacidade e a ductilidade dos aços. Isto faz com que o nióbio seja o elemento microligante mais efetivo, mesmo quando utilizado em pequenas adições como apresentado na Figura 2.20 abaixo [14].

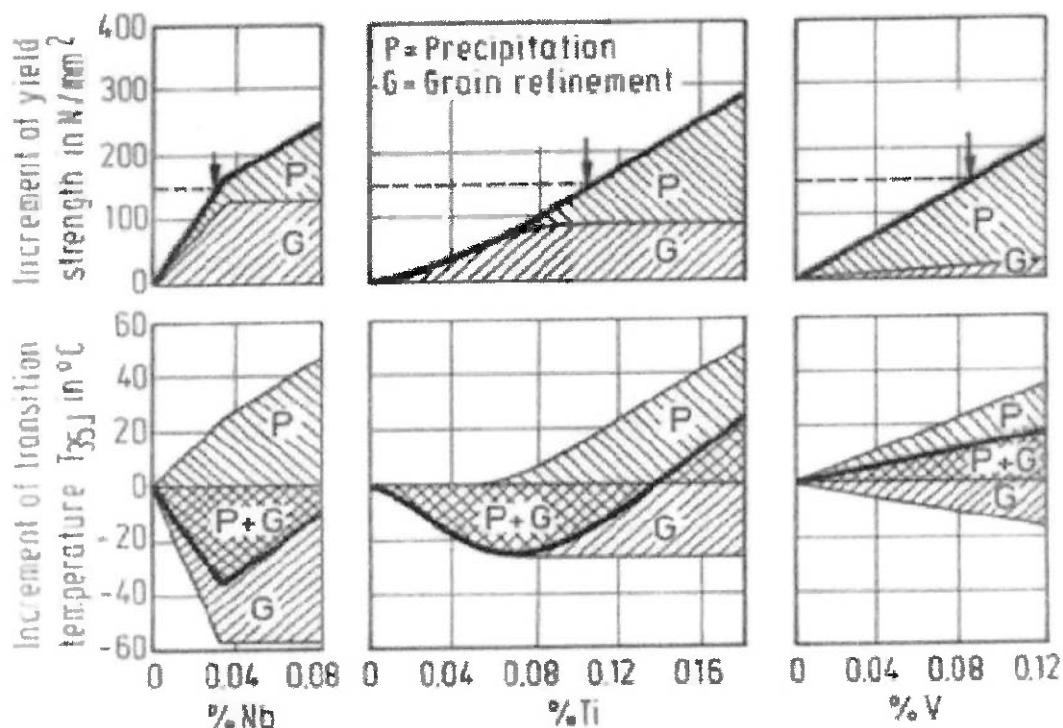


Figura 2.20 – Contribuição dos elementos microligantes sobre a ductilidade e a resistência mecânica de um aço com 0,08%C e 0,90%Mn [14].

O efeito do refino de grão do nióbio está principalmente ligado ao atraso ou prevenção da recristalização nos últimos estágios da deformação a quente. Grãos achatados bem como a elevada densidade de discordâncias na austenita aumentam a nucleação da ferrita. Através da diminuição da temperatura de transformação da austenita para ferrita, o nióbio simultaneamente aumenta a taxa de nucleação da ferrita e reduz a taxa de crescimento de grão. O efeito

combinado gera uma estrutura particularmente refinada. De maneira a alcançar o melhor desempenho metalúrgico o nióbio deve estar em solução sólida através de um reaquecimento em forno a uma temperatura que dissolva os precipitados Nb(C,N) antes da conformação. A solubilidade dos Nb(C,N) é dada pela Figura 2.21 abaixo [14].

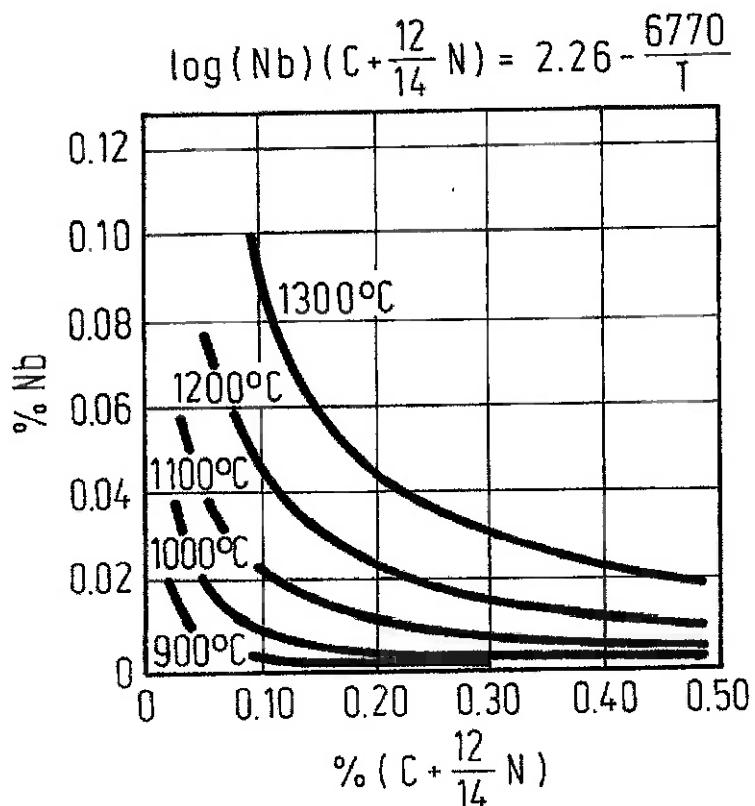


Figura 2.21 – Diagrama de solubilidade do Nb(C,N) [14].

Segundo os estudos realizados por Young-Kook Lee [15], a variação do teor de nióbio adicionado aos aços carbono conforme a Tabela 1 abaixo promove uma diminuição na temperatura de início da formação de ferrita (Ar_3) e também na temperatura de início de formação da bainita (Bs). A variação da taxa de resfriamento imposta sobre o material exerce a mesma influência do aumento

do teor de nióbio, ou seja, diminui ainda mais a temperatura Ar₃. Veja a Figura 2.22 abaixo.

Tabela 2.1 – Composições químicas dos aços [15]

| | %C | %Si | %Mn | %Nb |
|--------------|-------|------|------|-------|
| Nb 00 | 0,021 | 0,20 | 1,21 | - |
| Nb 02 | 0,021 | 0,20 | 1,21 | 0,021 |
| Nb 05 | 0,021 | 0,20 | 1,21 | 0,050 |
| Nb 08 | 0,021 | 0,20 | 1,21 | 0,081 |

A diminuição de Ar₃ em função do aumento da velocidade de resfriamento é associada à supressão da difusão de átomos devido ao rápido resfriamento. Por sua vez, a diminuição de Ar₃ associada ao aumento do teor de nióbio está relacionada principalmente a dois motivos [15]:

(1) Os átomos de nióbio segregam-se para os contornos de grão austeníticos como apresentado na Figura 2.23, onde a dureza aumenta próximo aos contornos de grão. Além disso, a presença de átomos de nióbio nos contornos suprime a nucleação da ferrita através da diminuição da energia livre nos contornos de grão austeníticos [15]. Veja a Figura 2.24 [11];

(2) A cinética de crescimento da ferrita é provavelmente menor devido ao chamado “solute drag effect” (efeito de arraste do soluto) [15];

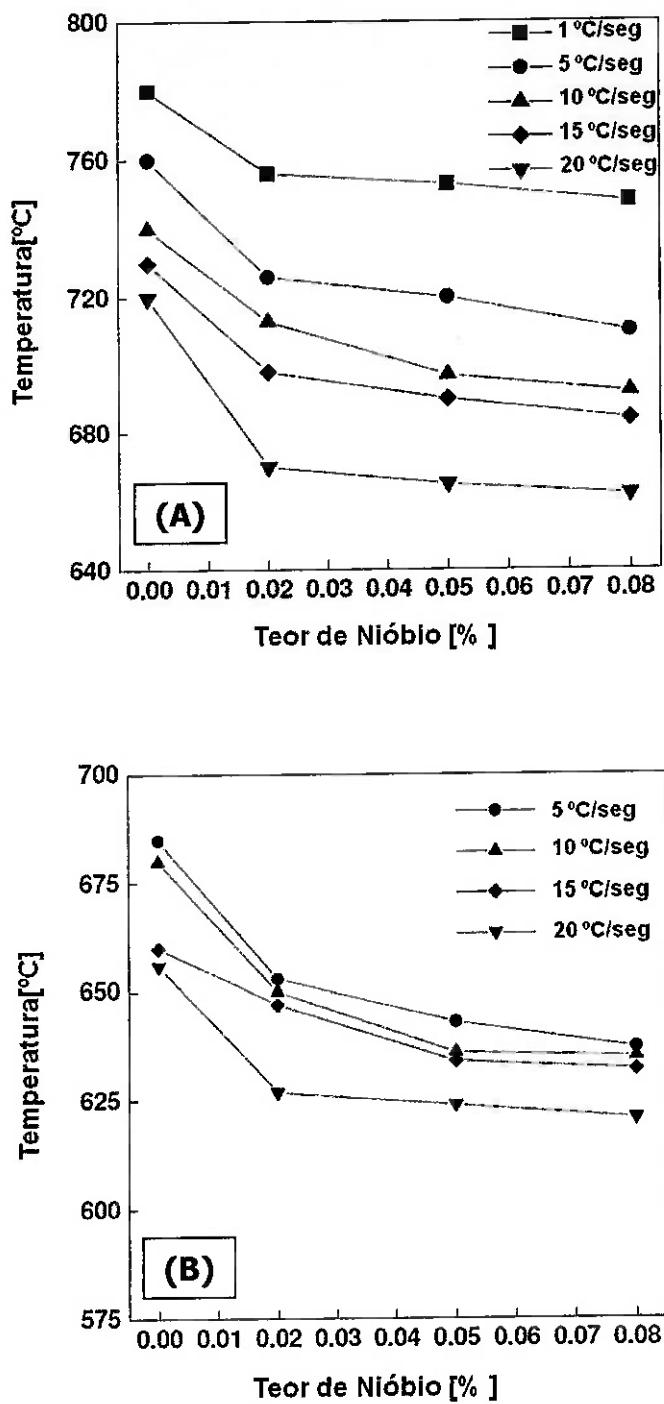


Figura 2.22 – (A) Variação da temperatura de início de formação de ferrita (Ar_3) nos aços carbono em função do teor de nióbio para diferentes velocidades de resfriamento. **(B)** Variação da temperatura de início de formação da bainita (Bs) nos aços carbono em função do teor de nióbio para diferentes velocidades de resfriamento [15 – Adaptado por Daniel Guedes].

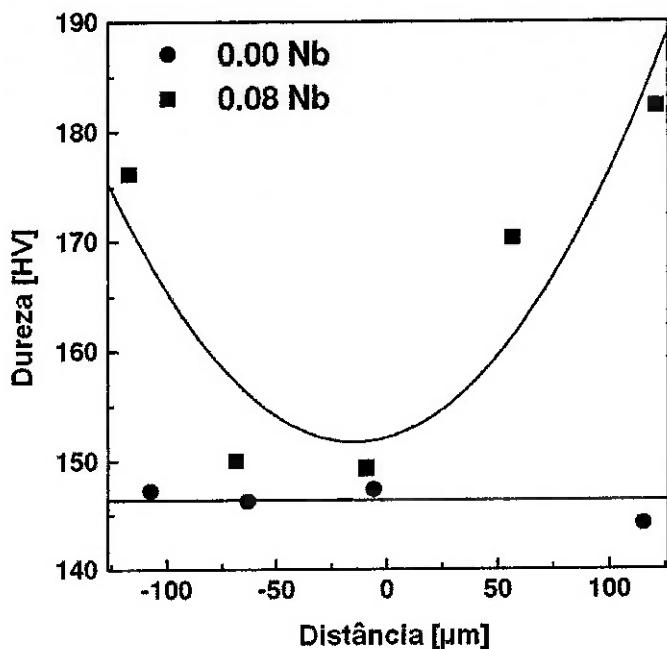


Figura 2.23 – Dureza Vickers em função da distância a partir do centro do grão austenítico na condição do material temperado a partir de 1250°C [15 – Adaptado por Daniel Guedes].

A diminuição da temperatura de início de formação da bainita (Bs) está relacionada a dois fatores principais [15]:

- (1) Os átomos de nióbio segregam para os contornos de grão da austenita e suprimem a nucleação da bainita através da diminuição da energia de contorno de grão;
- (2) O crescimento por cisalhamento da estrutura bainita ferrita se torna mais difícil devido ao endurecimento por solução sólida de Nb na matriz austenítica.

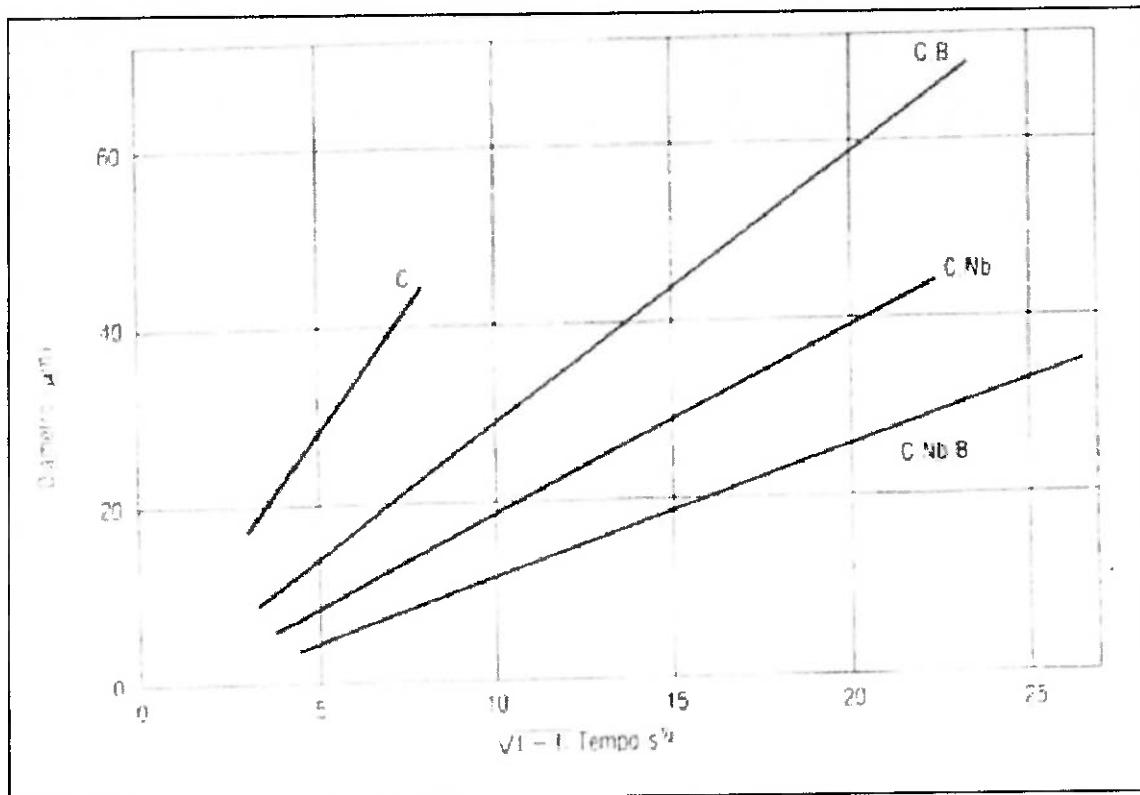


Figura 2.24 – Crescimento de partículas de ferrita em função do tempo, para tratamento isotérmico à 750°C [11].

No entanto, o mecanismo de transformação da bainita ainda continua em controvérsia e por este motivo deve ser entendido como segue. Para o caso da transformação da bainita inferior, a bainita-ferrita se forma primeiramente através de cisalhamento sem difusão e então os carbonetos se precipitam na bainita-ferrita. Já na transformação da bainita superior, os átomos de carbono se difundem através da interface entre austenita e ferrita durante o progresso de transformação para promover a energia de ativação necessária para o consequente crescimento da ferrita. A concentração de carbono na austenita restante entre a estrutura bainita-ferrita se torna maior conforme a estrutura cresce e finalmente carbonetos precipitam nesta região. De maneira geral, a

velocidade de formação da bainita superior é controlada pela difusão do carbono na austenita uma vez que esta difusão é mais lenta do que a velocidade de crescimento da estrutura bainita ferrita [15].

A Figura 2.25 apresenta o efeito do teor de nióbio e das velocidades de resfriamento sobre a microestrutura dos aços. A microestrutura dos aços resfriados com velocidade de 1°C/seg consiste de uma mistura de ferrita poligonal e uma quantidade muito pequena de perlita. O tamanho do grão de ferrita e a quantidade de perlita diminuem pouco com o aumento do teor de nióbio. Quando resfriados a uma velocidade de superior a 5°C/seg, as microestruturas dos aços são compostas por ferrita poligonal fina e bainita ferrita do tipo ripa. Esta ferrita poligonal é provavelmente formada antes da temperatura Bs ser alcançada. A fração volumétrica da ferrita poligonal diminui com o aumento do teor de nióbio ou com o aumento da velocidade de resfriamento [15].

Também a dureza da ferrita pode ser aumentada pela precipitação de partículas finas, tais como o NbC. Na Figura 2.26 abaixo, observa-se o endurecimento da ferrita pela precipitação de carboneto de nióbio durante o resfriamento contínuo. Observa-se que a elevação das taxas de resfriamento leva a uma maior dureza da ferrita, pois o crescimento e coalescimento das partículas de NbC é menor. Com o aumento da temperatura de austenitização, aumenta-se a fração de nióbio solubilizado na austenita, o que propicia, durante o resfriamento, o aumento da fração de NbC precipitado como partículas finas.

Isto porque só precipitados finos (menores que 100 \AA) seriam eficientes para aumentar de maneira substancial a dureza da ferrita [11].

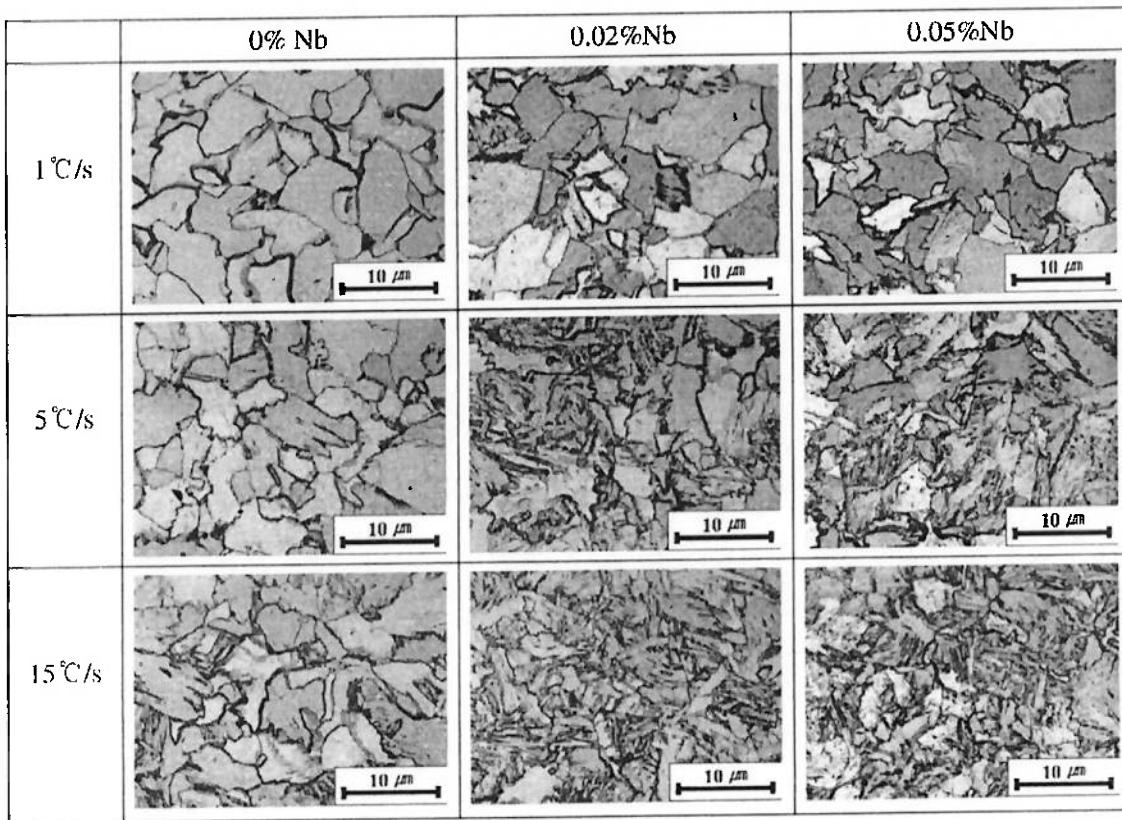


Figura 2.25 – Efeito do teor de nióbio e da velocidade de resfriamento sobre a microestrutura dos aços baixo carbono [15].

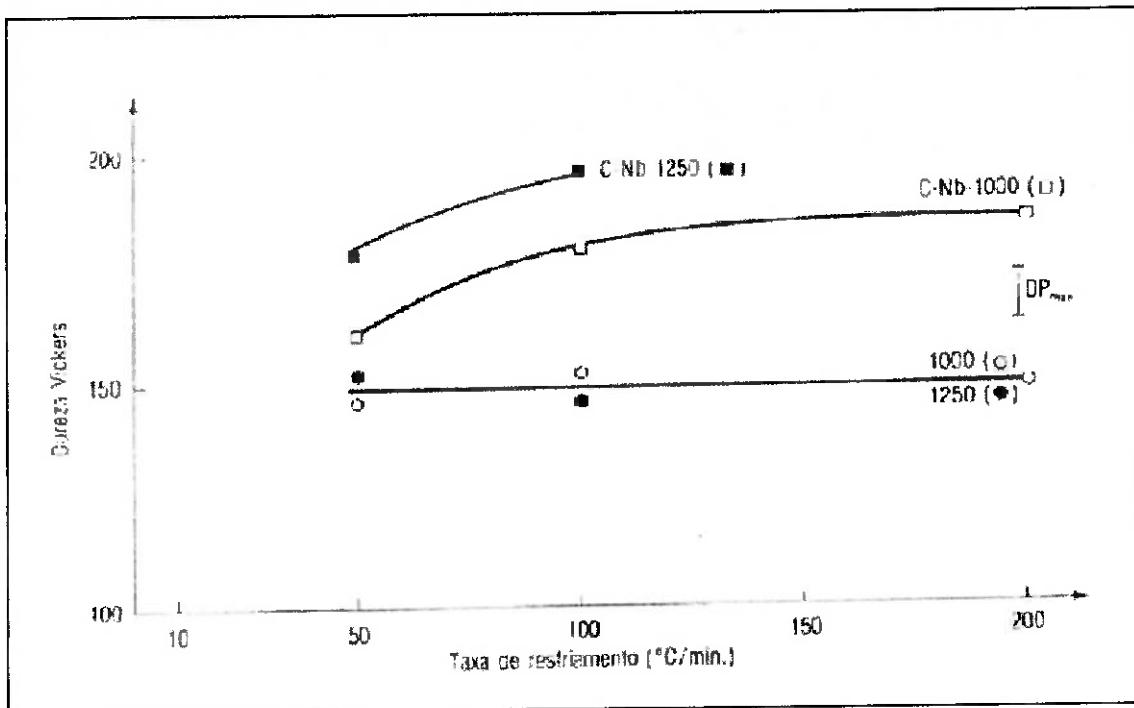


Figura 2.26 – Dureza da ferrita obtida por resfriamento contínuo dos aços 0,4%C e 0,4%C – 0,03%Nb, austenitizados a 1000 e a 1250°C [11].

Na Figura 2.27 observa-se a fração de nióbio dissolvido na austenita para aços com 0,2 / 0,4 / 0,8%C, e 0,03% de nióbio total, em diferentes temperaturas. Para o aço 0,4%C, a fração de nióbio dissolvido na austenita a 1000°C seria de 10% do total, e a 1250°C seria 100%, ou seja, todo o nióbio estaria em solução sólida na austenita deste aço a 1250°C [11].

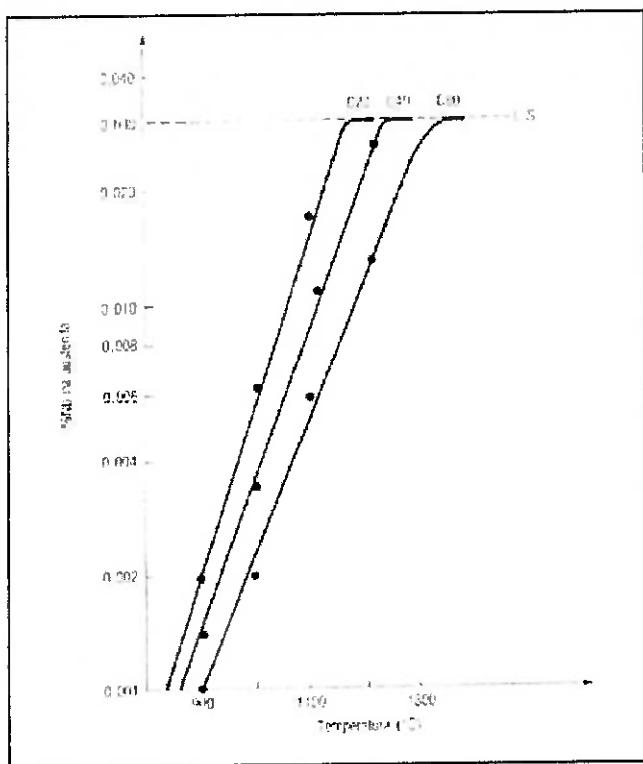


Figura 2.27 – Solubilidade do nióbio na austenita em função da temperatura para aços com 0,2 / 0,4 / 0,8%C. Teor total de nióbio nos aços 0,03%Nb [11].

Durante a transformação isotérmica, a ferrita também pode ser endurecida pela precipitação de carbonetos. Na Figura 2.28, observa-se o aumento da dureza provocada pela precipitação do NbC na ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700°C. Aumentando-se a temperatura do tratamento, o coalescimento do NbC é acelerado e a dureza cai. Também quanto maior o tempo em uma determinada temperatura, maiores são o crescimento e o coalescimento das partículas de NbC com consequente diminuição da dureza [11].

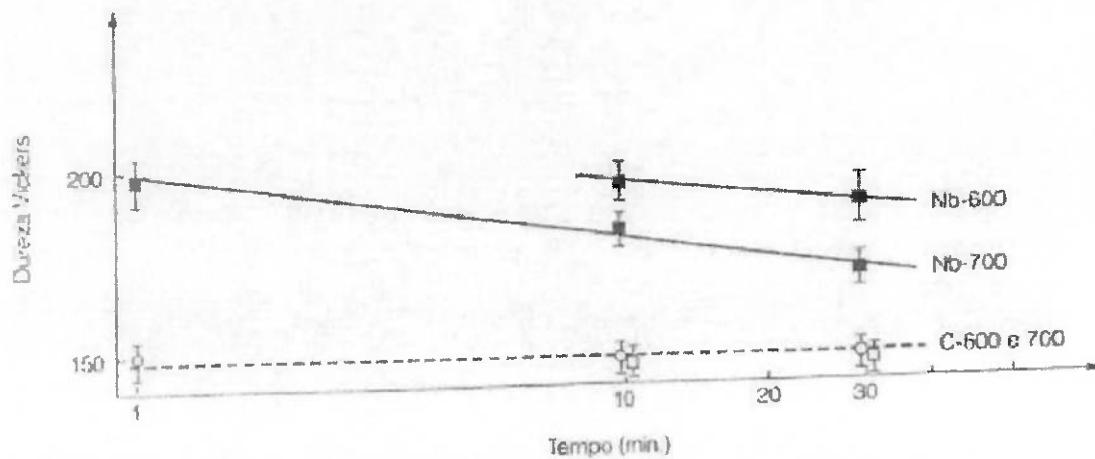


Figura 2.28 – Dureza da ferrita obtida isotermicamente a 600 e 700°C em aço 0,20% C com e sem adição de 0,03%Nb. As amostras foram austenitizadas a 1200°C por duas horas [11].

2.5 AÇÃO ESPERADA DO NIÓBIO NO METAL DE SOLDA

Em aços fundidos convencionais contendo microadições de elementos de liga como Nb, V e Ti, normalmente são observadas a presença de carbonitretos. Estes precipitados estão associados ao refino de grão através do processo de travamento / ancoramento dos contornos de grão da austenita primária, representando um caminho para o aumento da resistência mecânica. Estes precipitados também são considerados como sítios de nucleação da ferrita acicular, a qual é responsável por travar naturalmente a movimentação de discordâncias, sendo este o mecanismo responsável pelo aumento das propriedades mecânicas do aço. Muitos pesquisadores afirmam também que estes precipitados têm efeito sobre a recristalização da austenita e sobre o seu tamanho de grão. Os precipitados seriam responsáveis por atrasar a

recristalização da austenita devido ao famoso “solute drag effect” ou devido à deformação induzida por precipitação, o que aumentaria o volume de contornos de grão por unidade de volume gerando uma maior quantidade de sítios para a nucleação da ferrita, provocando um refino ótimo da estrutura ferrítica final [16].

Pesquisadores estudaram a influência da adição de nióbio na fabricação de um aço C-Mn-Si pelo processo CASTSRIP®, onde foram comparadas amostras com três teores de nióbio diferentes. A principal diferença do processo CASTRIP® para o processo convencional de produção de aço está atrelada à velocidade de solidificação. Enquanto nos processos convencionais a solidificação dura cerca de alguns minutos, no processo CASTRIP® a solidificação dura apenas uma fração de segundo (muito similar à solidificação na soldagem). A primeira amostra sem nióbio, a segunda contendo 0,026%Nb e a terceira contendo 0,065%Nb. Um aumento na resistência mecânicas destas amostras foi evidenciado à medida que o teor de Nb aumenta. Os valores de limite de escoamento apresentados para as três amostras foram 386MPa, 424MPa e 503MPa, respectivamente. Na Figura 2.29, podemos verificar a variação apresentada quanto à microestrutura para cada uma das amostras estudadas [16].

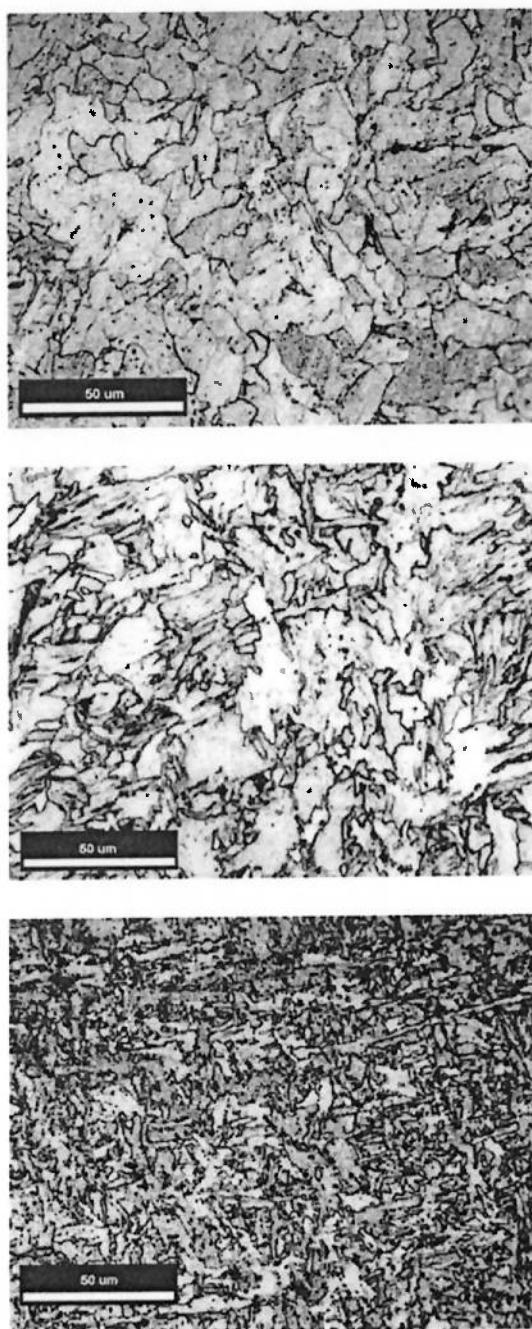


Figura 2.29 – De cima para baixo, a microestrutura das três amostras contendo 0,00%Nb, 0,026%Nb e 0,065%Nb. [6]

Neste estudo, os autores concluíram que devido à elevada velocidade de resfriamento imposta pelo processo CASTRIP®, a segregação e a difusão são limitadas, a nucleação de precipitados é mínima e a maioria dos elementos

permanece em solução. É particularmente significante que os elevados níveis de nióbio podem ser aprisionados na forma de solução sólida, resultando em um aumento do refino de grão da ferrita e aumentando a tendência à formação de ferrita acicular. Isto está relacionado ao fato de que a temperabilidade do aço aumenta com a adição de Nb, efetivamente diminuindo a temperatura de transformação da austenita em ferrita [16].

Pesquisadores da EUROPIPE GmbH, analisaram a influência da adição de nióbio e do titânio sobre as propriedades mecânicas dos aços carbono-manganês, para desenvolverem tubos conforme API X70, X80 e X100. Através deste estudo, foi possível afirmar que uma quantidade substancial de nióbio em aços carbono-manganês é consumida durante a formação da austenita superior para se combinar com o nitrogênio. Isto significa que na faixa inferior de formação da austenita e/ou ferrita, apenas uma pequena quantidade de nióbio estará disponível para precipitação [17].

Em aços carbono-manganês contendo nióbio e titânio, com relação de Ti/N não menor que o estequiométrico, a precipitação se inicia com a formação de nitretos de titânio, tendo apenas uma pequena participação de nióbio e carbono, em temperaturas elevadas, ou seja, na formação da austenita primária. Desta forma, o nióbio pode precipitar principalmente na forma de carbonetos. A temperatura e dissolução dos carbonetos de nióbio é diminuída significativamente quando não existe nitrogênio residual em solução [17].

2.6 O PROCESSO DE SOLDAGEM ARAME TUBULAR

Basicamente o processo de soldagem com arames tubulares (FCAW – Flux Cored Arc Welding) é similar ao processo MIG/MAG (Metal Inert Gas / Metal Active Gas) e utiliza os mesmos equipamentos do arame sólido, embora requeira equipamentos de maior capacidade em alguns casos. Uma das poucas alterações é o uso de roldanas recartilhadas nos alimentadores de arame. A Figura 2.30 apresenta de forma esquemática o processo arame tubular [18].

Os arames tubulares, em sua maioria, são fabricados a partir de uma fita metálica a qual é conformada em uma meia cana, depois recebe um fluxo composto por materiais metálicos ou não e finalmente esta meia cana é conformada para receber a forma de um tubo metálico cheio de fluxo interno. Este arame tubular nesta etapa normalmente apresenta um diâmetro externo de aproximadamente 5,50mm sendo posteriormente trefilado para diâmetros menores podendo chegar a 0,80mm. A Figura 2.31 apresenta o esquema de fabricação dos arames tubulares e a Figura 2.32 mostra uma foto da seção transversal de um arame tubular.

Hoje em dia algumas empresas fabricantes de consumíveis de soldagem são capazes de fabricar arames tubulares chamados sem costura, ou seja, estes não são produzidos a partir de uma fita conformada e sim a partir de um tubo de diâmetro maior, alimentado internamente de fluxo por um sistema de vibração e posteriormente trefilado para o diâmetro final. Este arame tem

dentre as principais vantagens a possibilidade de poder receber uma camada de cobre na superfície para melhorar as características elétricas e também ainda evitar a absorção de umidade (fonte de hidrogênio) pelo fluxo interno.

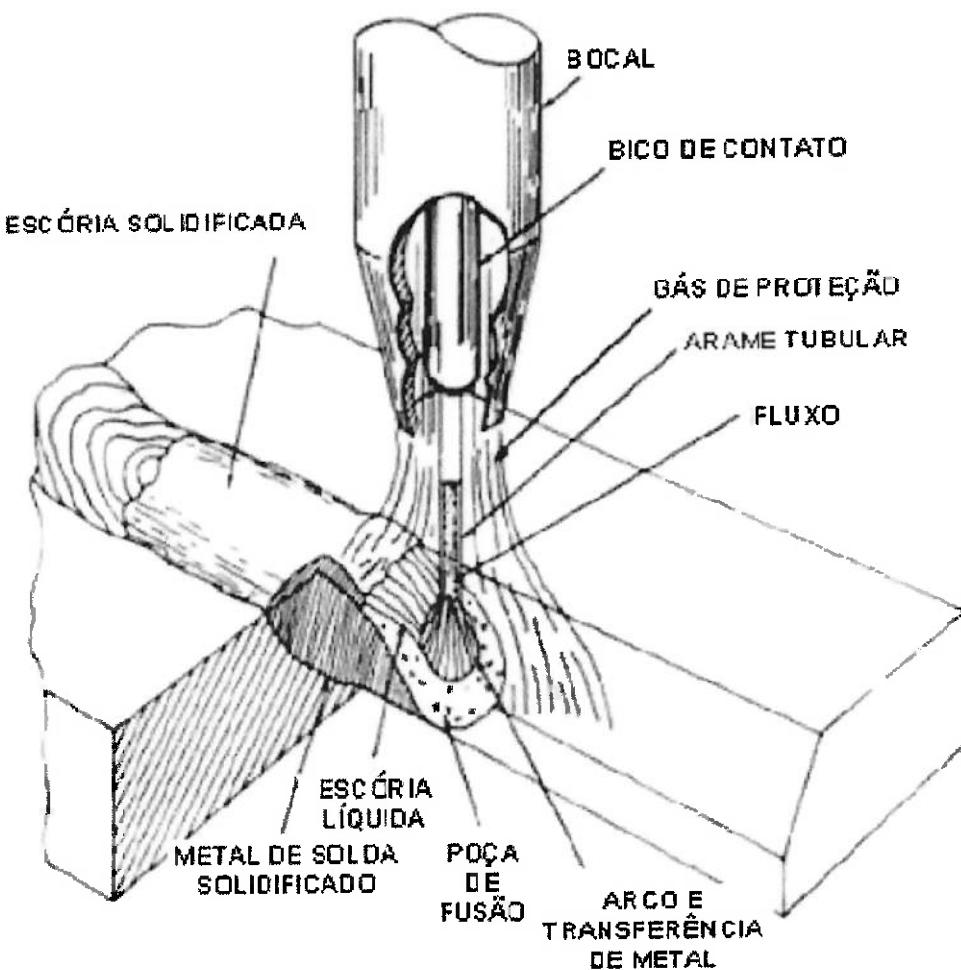


Figura 2.30 – Esquema do processo arame tubular (FCAW – Flux Cored Arc Welding) [18].

A diferença mais importante entre a soldagem MIG/MAG com arame sólido e a com arame tubular é o seu desempenho em termos de produtividade, características de soldagem e integridade do metal de solda. Mudanças para

adequação a alguma aplicação particular ou a algum requisito especial são mais facilmente obtidas com arames tubulares que com arames sólidos. Isso envolve alterações na formulação e no percentual de fluxo, de um modo similar ao dos eletrodos revestidos: a formulação e a espessura do revestimento podem ter um efeito significativo, ao passo que pouco pode ser feito com a alma do eletrodo para melhorar seu desempenho.

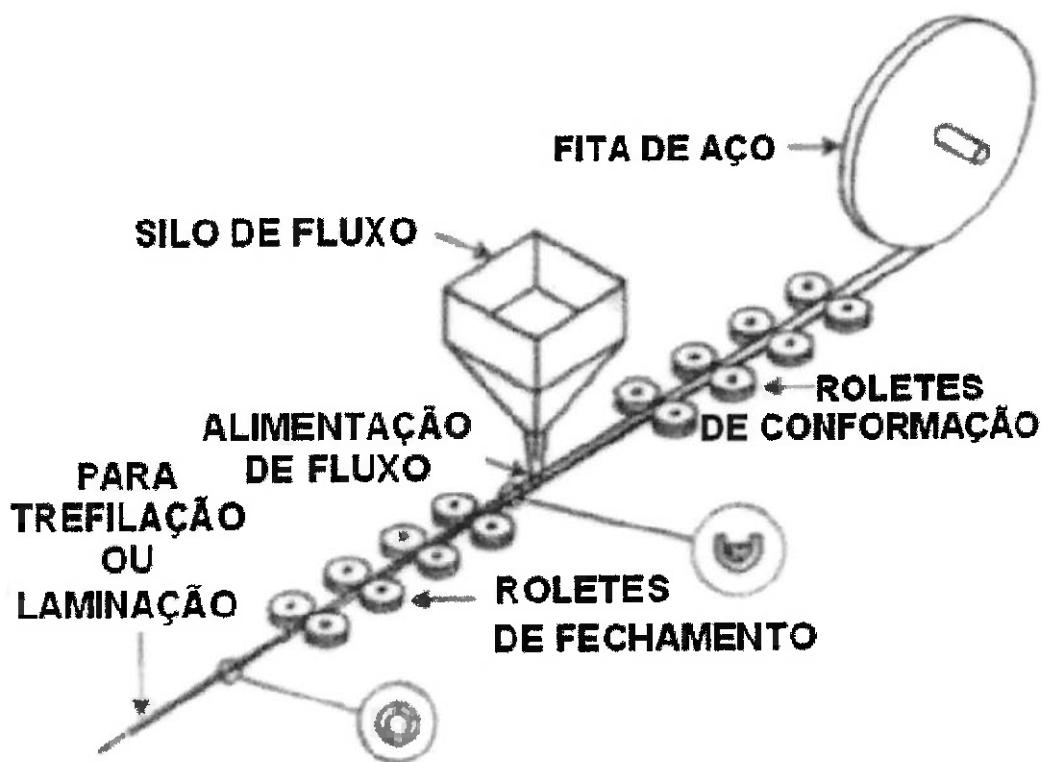


Figura 2.31 – Esquema convencional de fabricação de arames tubulares [18].

Da mesma forma que no processo MIG/MAG, os arames tubulares utilizam gás de proteção. Estes são chamados de “Arames Tubulares com Proteção Gasosa” ou em inglês “Gas Shielded Flux Cored Wires”. No entanto, os arames tubulares também podem ser autoprotegidos, ou seja, produzem seu próprio gás de

proteção através da decomposição, no arco, de vários elementos do fluxo. Por sua vez, estes são chamados de “Arames Tubulares Autoprotegidos” ou em inglês “Self Shielded Flux Cored Wires”. Dessa forma, arames tubulares autoprotegidos não exigem proteção gasosa externa, podendo ser empregados sob ventos moderados com perturbações mínimas da atmosfera protetora em torno do arco [18].

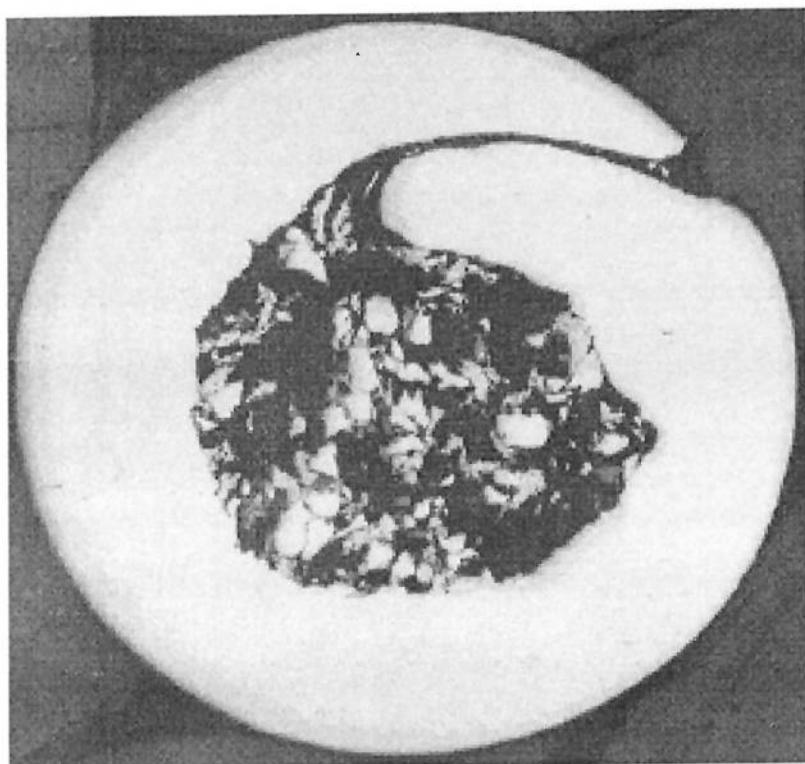


Figura 2.32 – Corte transversal de um arame tubular [19].

Cada fabricante de arames tubulares possui suas fórmulas próprias para os componentes do fluxo. A composição do fluxo interno pode ser variada para proporcionar arames tubulares para aplicações específicas. As funções básicas dos componentes do fluxo são:

- Desoxidante e formador de nitretos — como o nitrogênio e o oxigênio podem causar porosidade e fragilidade, são adicionados desoxidantes como o manganês e o silício. No caso de arames tubulares autoprotegidos, são adicionados formadores de nitretos como o alumínio. Ambos auxiliam na purificação do metal de solda;
- Formadores de escória — compostos formadores de escória como óxidos de cálcio, potássio, silício, ou sódio, são adicionados para proteger a poça de fusão da atmosfera. A escória ajuda a melhorar o perfil do cordão de solda, e escórias de rápida solidificação ajudam a suportar a poça de fusão na soldagem fora de posição. A escória também reduz a taxa de resfriamento, ação especialmente importante quando se soldam aços de baixa liga;
- Estabilizadores do arco — elementos como o potássio e o sódio auxiliam na obtenção de um arco suave e reduzem a quantidade de respingos;
- Elementos de liga — elementos de liga como o molibdênio, cromo, carbono, manganês, níquel e vanádio são empregados para aumentar a resistência, a ductilidade, a dureza e a tenacidade;
- Geradores de gases — minerais como a fluorita e o calcário são normalmente usados para formar uma atmosfera protetora nos arames tubulares autoprotegidos.

Os componentes do fluxo determinam a soldabilidade do arame tubular e as propriedades mecânicas do metal de solda. São três os principais tipos de arames tubulares classificados de acordo com a composição do fluxo interno, sendo estes:

- Arames tubulares rutílicos (com fluxo não metálico — *flux-cored wires*) são fáceis de usar, com uma ação de arco suave, dando excelente aparência ao cordão de solda, com fácil destacamento da escória. Quando aplicados com misturas ricas em Argônio, aplica-se na soldagem o modo de transferência por aerossol, sendo altamente atrativo para o operador;
- Arames tubulares básicos (com fluxo não metálico — *flux-cored wires*) produzem um metal de solda com propriedades mecânicas em um nível melhor e mais consistente. Também produzem depósitos de solda de padrão radiográfico com facilidade, quando comparados aos arames tubulares rutílicos e metálicos;
- Arames tubulares metálicos (com fluxo metálico — *metal-cored wire*), quando aplicados em peças com boa qualidade de limpeza, produzem muito pouca escória vítreia, similar à dos arames sólidos.

3. OBJETIVOS

Este trabalho tem o objetivo de avaliar a influência da adição de nióbio nas propriedades mecânicas do metal depositado através do processo de soldagem FCAW (Flux Cored Arc Welding) utilizando um consumível pertencente à especificação AWS A5.20 e classificação E71T-1. Serão avaliadas duas situações, sendo na condição como soldada e a outra após o tratamento térmico de alívio de tensões a uma temperatura de 620°C por um período de 10,5h.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DE CONSUMÍVEIS DE SOLDAGEM

Para a avaliação da influência do teor de nióbio nas propriedades mecânicas do metal depositado através do processo de soldagem de arame tubular, foram confeccionadas 4 amostras de arames tubulares com variados teores de nióbio a serem utilizadas na soldagem dos corpos de prova. A Figura 4.1 abaixo ilustra o processo de fabricação de arames tubulares.

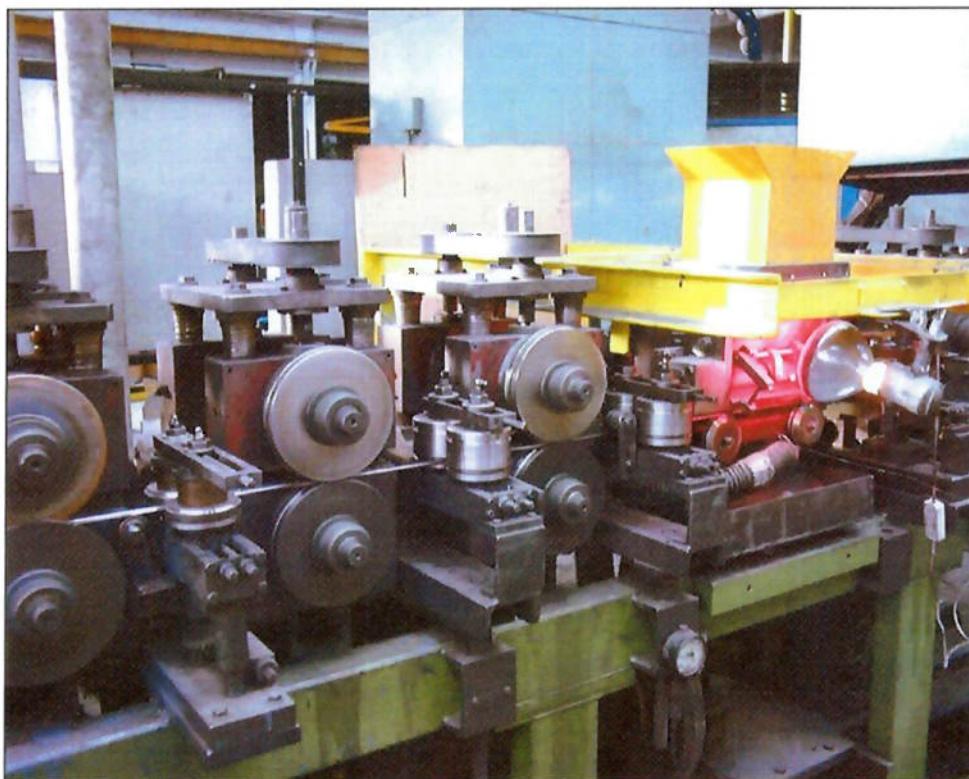


Figura 4.1 – Equipamento de fabricação de arames tubulares [19].

4.2 PREPARAÇÃO E SOLDAGEM DOS CORPOS DE PROVA

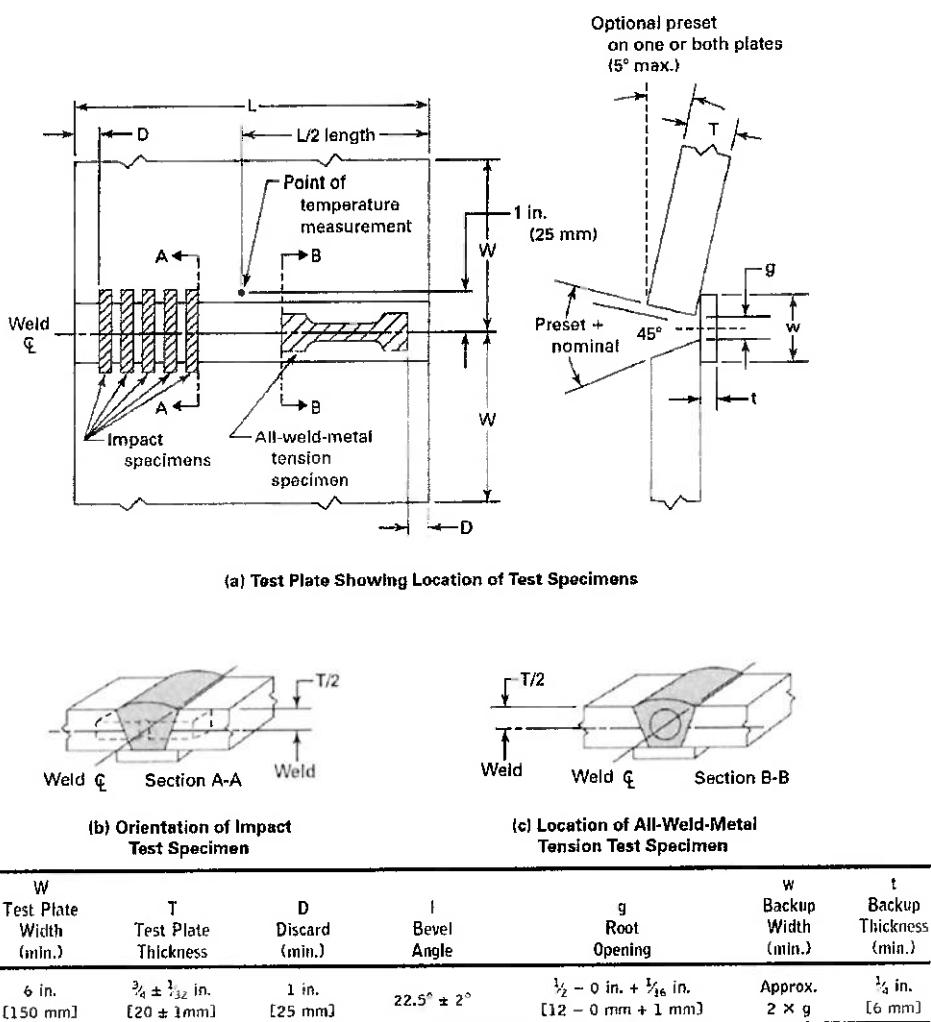
Os corpos de prova soldados têm a intenção de estudar apenas o metal de solda puro, sem interferência da diluição com o metal de base. Por este motivo, adotamos um tipo de junta chamada de "All Weld Metal", conforme apresentado pelo Código ASME, Seção II – Parte C, SFA 5.20 e ilustrado na Figura 4.2 abaixo. Os metais de base utilizados, incluindo o cobre-junta, atendem a norma ASTM A36 com espessura de 19,4mm para as chapas e 6,0mm para o cobre-junta.

O comprimento soldado total foi de 2.400mm, sendo este composto de 8 juntas de 300mm cada, o que permite a remoção dos corpos de prova a serem ensaiados para cada uma das juntas. A Tabela 4.1 abaixo apresenta a sequencia de juntas soldadas e suas condições específicas quanto ao tratamento térmico empregado. Após a soldagem e antes da remoção dos corpos de prova, ensaio não destrutivo de radiografia foi realizado.

Durante a execução das soldagens, o equipamento de soldagem modelo Lincoln DC-600 foi utilizada, sendo esta ajustada para trabalhar com os seguintes parâmetros:

- Corrente = 210A
- Tensão = 26V
- Tipo de corrente = CC+ (corrente contínua positiva)

- Tipo de gás de proteção = 99,5% CO₂
- Vazão de gás na tocha = 20l/min
- Stick-out = 15mm
- Temperatura de pré-aquecimento > 20°C
- Temperatura de interpasso < 150°C
- Velocidade de soldagem = 300 mm/min aproximadamente



NOTE:

1. Test plate thickness shall be $\frac{1}{2}$ in. [12 mm] and the maximum root opening shall be $\frac{1}{4}$ in. -0 in. + $\frac{1}{16}$ in. [6 mm -0 mm, +1 mm] for 0.045 in. [1.2 mm] and smaller diameters of the EXXT-II electrode classifications.

Figura 4.2 – Configuração do corpo de prova soldado e esquema de retirada de corpos de prova [20].

Através de alguns parâmetros apresentados acima, podemos calcular a energia de soldagem ("heat input") aplicado sobre a junta, conforme a Equação 1 abaixo [20].

$$E = \frac{I \times V \times 60}{\nu \times 1000} \quad \text{Equação 1}$$

$$E = \frac{210 \times 26 \times 60}{300 \times 1000} = 1,092 \text{ kJ / mm}$$

A Tabela 4.1 abaixo mostra a identificação das juntas soldadas e o tratamento térmico aplicado a cada uma delas.

Tabela 4.1 – Relação de ensaios realizados para cada amostra.

| Número da Junta | Arame | Condição |
|-----------------|-----------|-------------------------|
| Junta 1 | Amostra 1 | Como soldado |
| Junta 2 | Amostra 2 | |
| Junta 3 | Amostra 3 | |
| Junta 4 | Amostra 4 | |
| Junta 5 | Amostra 1 | PWHT (620°C / 10,5h) |
| Junta 6 | Amostra 2 | |
| Junta 7 | Amostra 3 | |
| Junta 8 | Amostra 4 | |

4.3 ENSAIOS

Para cada uma das juntas soldadas, foram realizados os ensaios relacionados abaixo, para verificação das propriedades químicas, mecânicas e microestruturais do metal depositado.

- Análise química
- Radiografia
- Tração longitudinal
- 04 sets de impacto (0, -20, -40, -60°C)
- Micrografia

A análise química foi realizada na seção transversal da junta soldada do tipo "All Weld Metal", com o auxílio de espectrômetro de bancada modelo SPECTROMAXX da Spectro.

Os ensaios radiográficos foram executados em laboratório especializado conforme solicitado pela norma AWS A5.20 com isótopo do tipo Ir 192 e filme do tipo II.

Para a realização dos ensaios de tração longitudinal, os corpos de prova foram preparados conforme a norma AWS B4.0/2000, figura 1, anexo B. A realização do ensaio ocorreu em temperatura ambiente de 23°C, através de máquina

universal de ensaio Tinius Oslen MTR-001, escala 50t, atendendo a norma de ensaio ASTM E8/2009.

Por sua vez, os ensaios de impacto foram realizados em corpos de prova com as seguintes dimensões 10 x 10 x 55mm e entalhe do tipo "V-NOTCH". A preparação dos corpos de prova seguiu as orientações da norma ASME II Parte C / 2007 e o método de ensaio utilizado foi conforme AWS B4.0/2000. A realização do ensaio ocorreu em temperatura ambiente de 23ºC, através de máquina universal de ensaio Tinius Oslen MQI-004, capacidade 406J.

A preparação dos corpos de prova para o ensaio metalográfico foi feita em um corte da sessão transversal da solda e seguiu todas as especificações da norma ASTM E3 / 2011. O método de ensaio utilizado foi conforme ASTM E7 / 2009. O ataque químico realizado foi com Nital 2% e a análise foi realizada com microscópio Olympus GX 51, utilizando aumento de 500x.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 ANÁLISES QUÍMICAS

Os resultados das análises químicas para as 4 amostras de arames tubulares preparadas exclusivamente para este trabalho estão apresentados na Tabela 5.1 abaixo. Estes valores foram obtidos através da análise via equipamento de espectrometria ótica.

Nota-se que os teores de elementos químicos que variam significativamente são apenas os teores de nióbio. Os demais elementos devem ser considerados constantes para a interpretação correta dos demais resultados que serão apresentados no decorrer deste trabalho. As variações apresentadas pelos demais elementos químicos se devem ao método de análise.

Tabela 5.1 – Composição química dos consumíveis de soldagem

| | %C | %Mn | %Si | %V | %Nb | %N |
|------------------|-------|------|-------|-------|-------|--------|
| Amostra 1 | 0,056 | 1,52 | 0,293 | 0,015 | 0,012 | 0,0038 |
| Amostra 2 | 0,058 | 1,68 | 0,329 | 0,014 | 0,072 | 0,0039 |
| Amostra 3 | 0,055 | 1,37 | 0,242 | 0,013 | 0,109 | 0,0042 |
| Amostra 4 | 0,051 | 1,44 | 0,259 | 0,012 | 0,156 | 0,0039 |

5.2 ENSAIOS DE TRAÇÃO LONGITUDINALS

Os valores obtidos a partir dos ensaios de tração realizados em corpos de prova longitudinais retirados de juntas “All Weld Metal” na condição como soldado estão apresentados na Tabela 5.2 e representados de maneira gráfica na Figura 5.1.

Nota-se que para as amostras na condição como soldado existe um aumento dos valores de resistência mecânica, expressados pelos valores de limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE), à medida que o teor de nióbio aumenta. Percebe-se um grande aumento da resistência mecânica ao se ultrapassar o teor de 0,08% de Nióbio. De maneira contrária, é possível dizer que os valores de ductilidade expressos agora pelo alongamento (A) e pela redução de área (Z), decrescem à medida que o teor de nióbio aumenta.

Tabela 5.2 – Ensaio de Tração – Como Soldado

| | Limite de Resistência (MPa) | Limite de Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Redução de área (%) |
|------------------|------------------------------------|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|
| Amostra 1 | 669 | 587 | 21 | 61 |
| Amostra 2 | 688 | 619 | 24 | 61 |
| Amostra 3 | 781 | 714 | 18 | 48 |
| Amostra 4 | 796 | 741 | 12 | 27 |

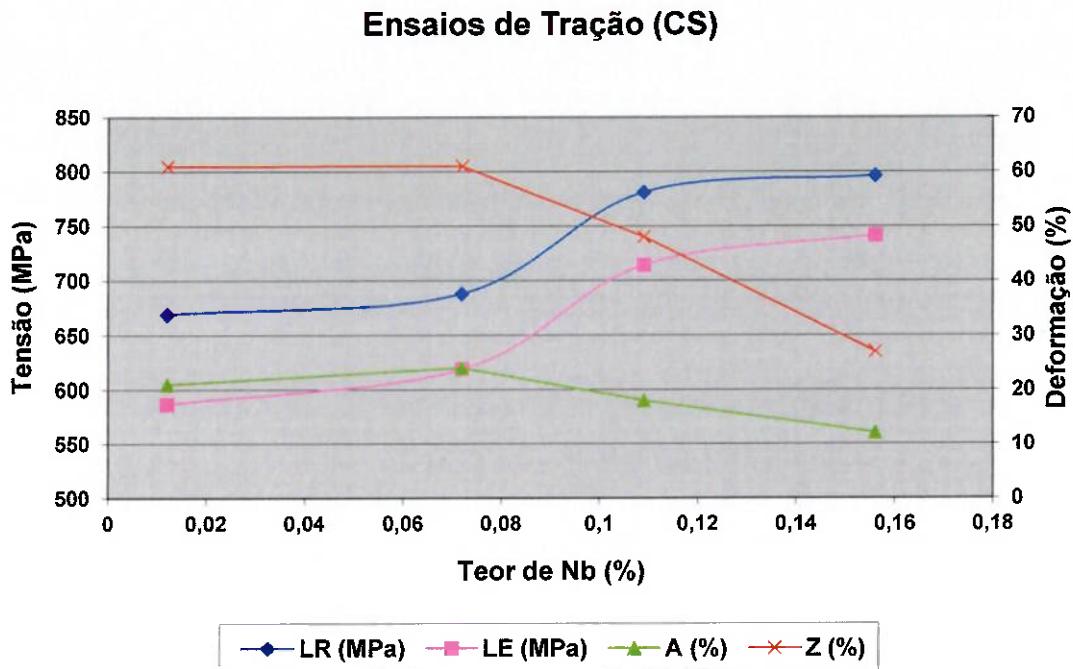


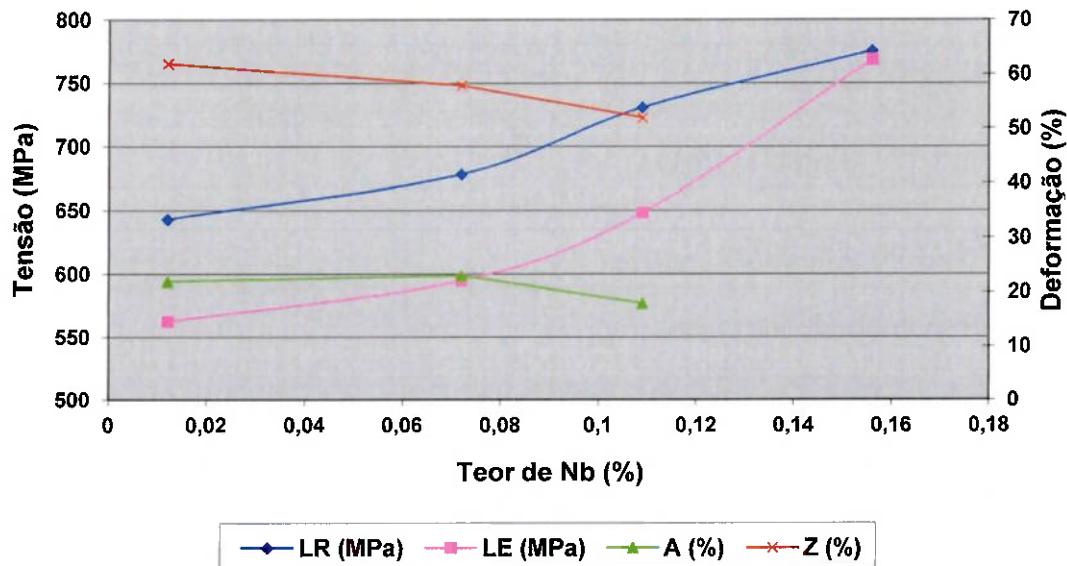
Figura 5.1 – Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova na condição como soldado para os variados teores de nióbio estudados.

Por sua vez, os valores obtidos a partir dos ensaios de tração longitudinais realizados em corpos de prova tratados termicamente por 620°C/10,5h estão apresentados na Tabela 5.3 e representados de maneira gráfica na Figura 5.2.

De maneira semelhante à condição como soldado, os valores de limite de resistência e limite de escoamento para a condição tratada termicamente também aumentam à medida que o teor de nióbio se eleva. Por sua vez, a ductilidade também decresce com o aumento do teor de nióbio, fazendo com que esta seja tão baixa para a Amostra 4 que a ruptura do corpo de prova ocorre no raio de concordância.

Tabela 5.3 – Ensaio de Tração – Após PWHT (620°C / 10,5h)

| | Limite de Resistência (MPa) | Limite de Escoamento (MPa) | Alongamento (%) | Redução de área (%) |
|------------------|------------------------------------|-----------------------------------|--|----------------------------|
| Amostra 1 | 643 | 563 | 22 | 62 |
| Amostra 2 | 678 | 595 | 23 | 58 |
| Amostra 3 | 731 | 648 | 18 | 52 |
| Amostra 4 | 776 | 769 | Rompeu no raio de concordância do corpo de prova | |

Ensaios de Tração (PWHT = 10,5hs / 620°C)**Figura 5.2 – Resultados dos ensaios de tração em corpos de prova na condição tratado termicamente para os variados teores de nióbio estudados.**

A Figura 5.3 abaixo coloca em um só gráfico os valores de limite de resistência e limite de escoamento para ambas as condições: como soldado e tratado termicamente para que seja possível visualizarmos a variação destas propriedades. Pode-se notar que os valores após tratamento térmico decrescem um pouco em relação aos valores como soldado, porém seguem a mesma tendência em função da variação do teor de nióbio.

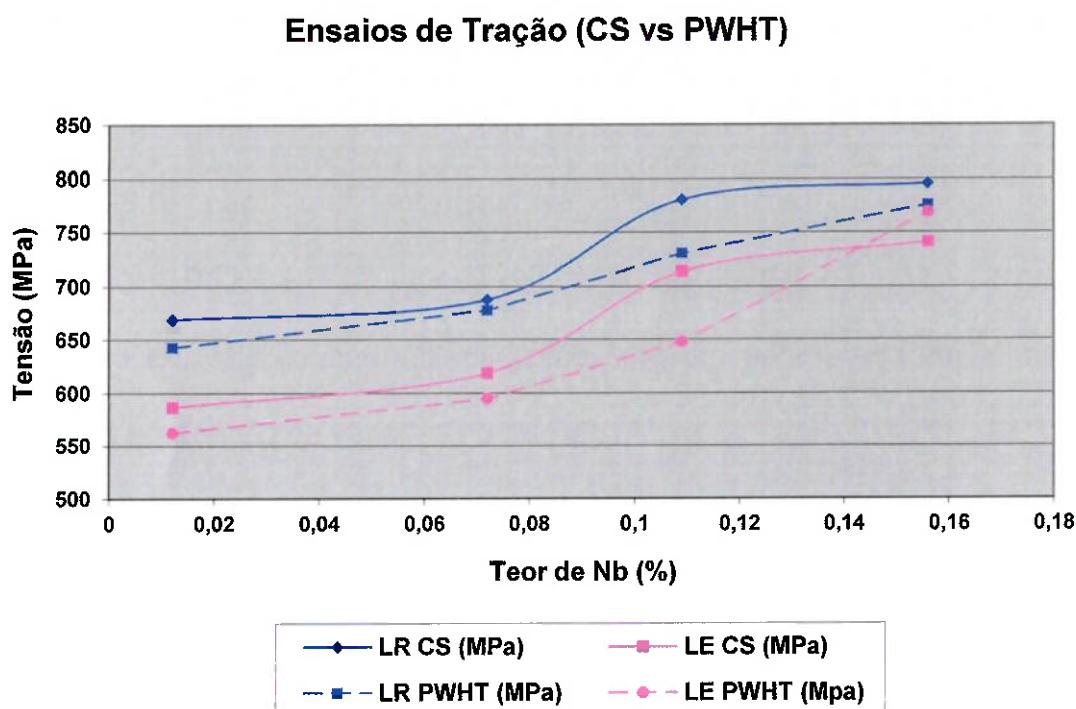


Figura 5.3 – Comparação direta dos resultados dos ensaios de tração, LR e LE, para ambas as condições: como soldado e tratado termicamente para os variados teores de nióbio estudados.

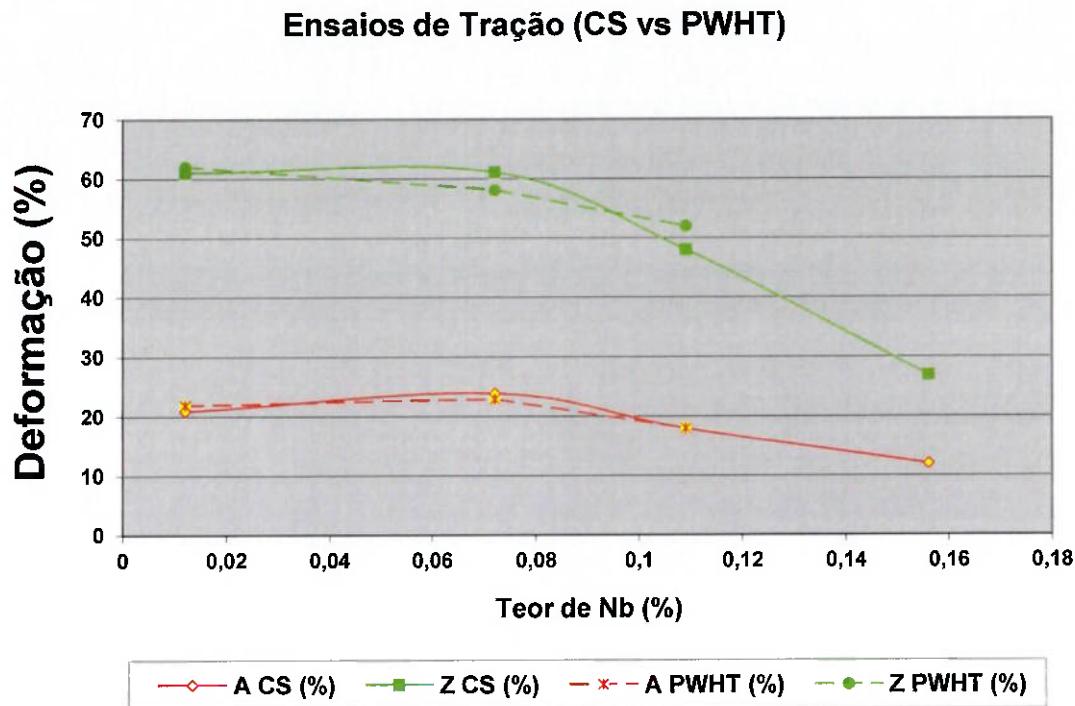


Figura 5.4 – Comparação direta dos resultados dos ensaios de tração, A e Z, para ambas as condições: como soldado e tratado termicamente para os variados teores de nióbio estudados.

De maneira similar, a Figura 5.4 apresenta a comparação entre os valores de alongamento e redução de área para ambas as condições: como soldado e como tratado termicamente. Nota-se que para a Amostra 4, com o maior teor de nióbio testado, a influência deste elemento sobre a ductilidade em conjunto com a condição de tratamento térmico faz com que o material se comporte de maneira tão frágil que o alongamento e a redução de área tendem a zero.

Verificou-se que o nióbio atua como forte endurecedor do metal depositado de aço carbono, porém não podemos afirmar que este elemento tenha influência na manutenção das propriedades mecânicas após tratamento térmico.

5.3 ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY V

A Tabela 5.4 mostra os valores de energia absorvida obtidos para os ensaios de impacto charpy V as temperaturas de 0, -20, -40 e -60°C, para as quatro amostras com os variados teores de nióbio estudados neste trabalho, na condição como soldado. A Figura 5.5 representa graficamente os valores apresentados na Tabela 5.4.

Tabela 5.4 – Ensaio de Impacto – Como Soldado – média de 3 CPs

| | 0°C (J) | -20°C (J) | -40°C (J) | -60°C (J) |
|------------------|----------------|------------------|------------------|------------------|
| Amostra 1 | 64 | 43 | 30 | 10 |
| Amostra 2 | 28 | 25 | 16 | 7 |
| Amostra 3 | 19 | 15 | 10 | 7 |
| Amostra 4 | 20 | 9 | 6 | 4 |

Pode-se notar que os valores de energia absorvida para a condição como soldado decrescem com a diminuição da temperatura de ensaio e também com o aumento dos teores de nióbio. Desta forma, pode-se afirmar que a tenacidade é prejudicada pelo aumento dos teores de nióbio.

A Tabela 5.5 por sua vez, mostra os valores de energia absorvida obtidos no ensaio de impacto realizado sobre as juntas que sofreram tratamento térmico após a soldagem, para os variados teores de nióbio. A Figura 5.6 mostra de forma gráfica os resultados apresentados na Tabela 5.5.

Ensaios de Impacto (CS)

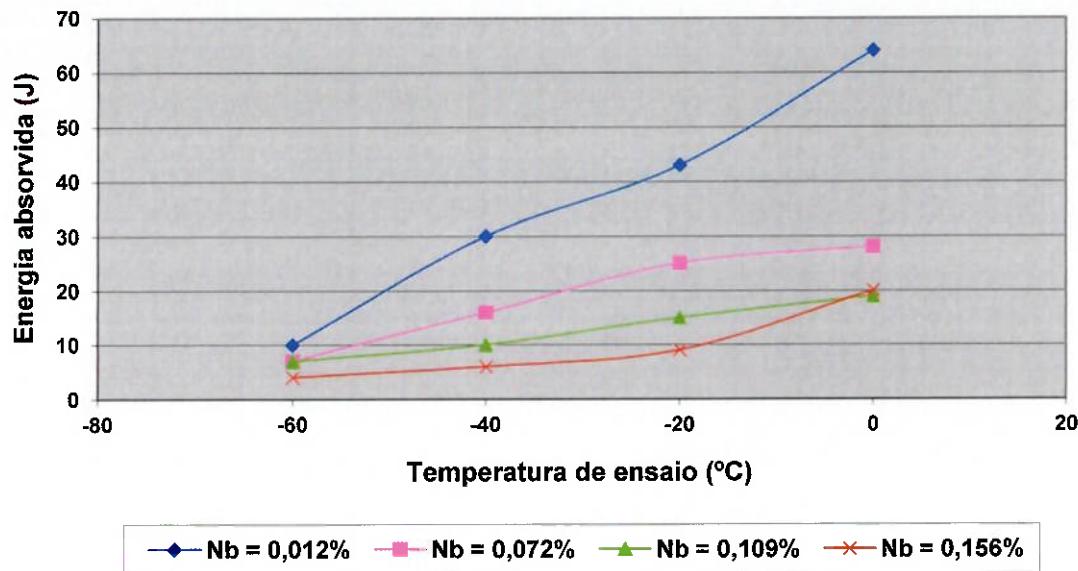


Figura 5.5 – Resultados dos ensaios de impacto charpy V em corpos de prova na condição como soldado para os variados teores de nióbio estudados.

De forma semelhante ao que a condição como soldado apresentou, a condição tratada termicamente também mostra um decréscimo dos valores de energia absorvida com o aumento dos teores de nióbio e a diminuição da temperatura de ensaio.

Comparando-se os resultados obtidos em ambas as condições, como soldado e tratado termicamente, podemos ver claramente que o tratamento térmico de 620°C por um tempo de 10,5 horas provoca uma grande diminuição da tenacidade, expressa aqui na forma de energia absorvida. Durante a etapa de tratamento térmico existem tempo e temperatura suficientes para que modificações ocorram dentro do material, sendo as principais, o alívio de

tensões e a difusão de alguns elementos. Discutiremos esta questão mais a frente quando analisarmos as microestruturas apresentadas por cada amostra.

Tabela 5.5 – Ensaio de Impacto – Após PWHT (620°C / 10,5h) – média de 3 CPs

| | 0°C (J) | -20°C (J) | -40°C (J) | -60°C (J) |
|------------------|---------|-----------|-----------|-----------|
| Amostra 1 | 22 | 12 | 7 | 5 |
| Amostra 2 | 8 | 7 | 4 | 2 |
| Amostra 3 | 6 | 4 | 3 | 4 |
| Amostra 4 | 4 | 4 | 3 | 3 |

Ensaios de Impacto (PWHT = 10,5hs / 620°C)

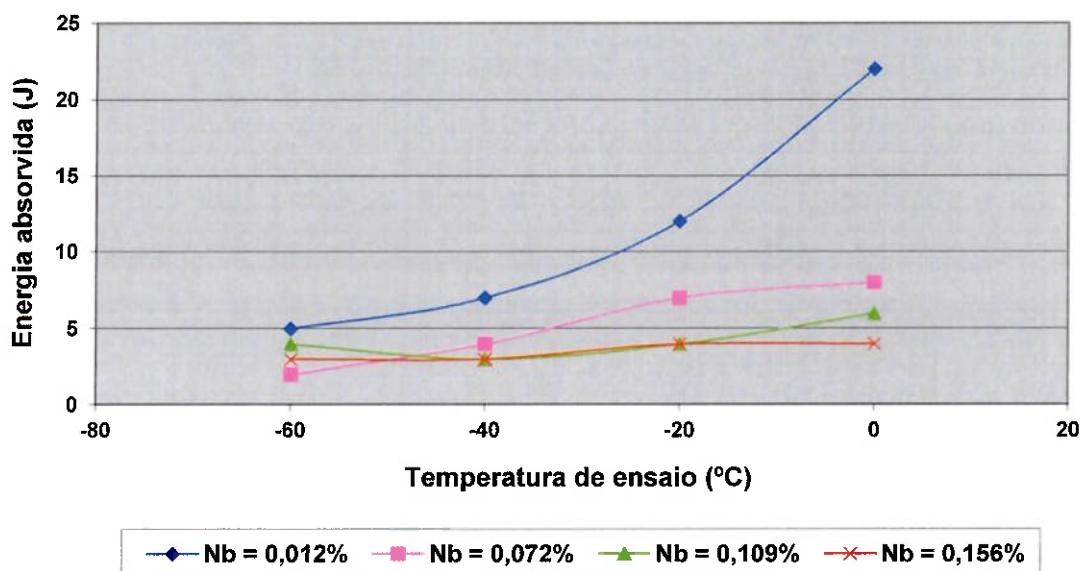


Figura 5.6 – Resultados dos ensaios de impacto charpy V em corpos de prova na condição como soldado para os variados teores de nióbio estudados.

5.4 ANÁLISE METALOGRÁFICA

As Figuras 5.4.1 à 5.4.8 mostram a microestrutura para as oito amostras estudadas neste trabalho, combinando os vários teores de nióbio com ambas as condições de tratamento térmico apresentadas, sendo as Figuras 5.4.1 à 5.4.4 na condição como soldado e as Figuras 5.4.5 à 5.4.8 na condição após tratamento térmico de 620°C / 10,5h. As características e microconstituintes de cada microestrutura estão resumidas de forma clara na Tabela 5.6.

De maneira similar ao discutido no item 2.5, relacionando-se o processo de soldagem com o processo CASTRI[®], podemos afirmar que devido a elevada velocidade de solidificação e elevada velocidade de resfriamento impostas ao cordão de solda, a segregação e a difusão são limitadas, a nucleação de precipitados é mínima e a maioria dos elementos de liga permanecem em solução. Desta forma assume-se então a hipótese de que o nióbio está presente na estrutura na forma de solução sólida, resultando em um aumento do refino e grão da ferrita e aumentando a tendência a formação de ferrita acicular. Este fato está relacionado ao aumento da temperabilidade do aço com o aumento do teor de nióbio, diminuindo a temperatura de transformação da austenita em ferrita [14].

Ao analisarmos as amostras na condição como soldado, percebemos que o aumento do teor de nióbio provoca o aumento da formação de ferrita de segunda fase a partir da ferrita acicular (note o aumento da fase clara nas figuras). Esta ferrita de segunda fase inicia seu crescimento nos contornos de

grão que de acordo com a Figura 2.24 são mais ricos em nióbio o qual é um elemento ferritizante. Esta cinética é lenta, porém na soldagem temos a ação do ciclo térmico imposto pelos cordões subsequentes.

A ferrita acicular é uma fase que combina elevada resistência mecânica com elevada tenacidade e sua diminuição em substituição ao aumento na fração de ferrita de segunda fase está diretamente relacionado ao aumento da resistência mecânica e a diminuição da ductilidade apresentado através dos resultados dos ensaios de tração (Tabela 5.2 e 5.2.2) e impacto (Tabela 5.4 e 5.3.2).

De acordo com Silva, A. L. V. C. e Mei, P.R. a adição de nióbio provoca o atraso na nucleação da ferrita, o que combinado com as altas velocidades de resfriamento impostas pela soldagem, provocam a formação de uma estrutura completamente bainítica a partir da austenita primária. Muito provavelmente, durante o resfriamento da junta soldada e a ação dos ciclos térmicos impostos pelos cordões de soldagem subsequentes, parte desta bainita se transforma em ferrita de segunda fase. Este fenômeno é incentivado pelo aumento do teor de nióbio e pode ser visualizado pela evolução microestrutural entre a Figura 5.7 contendo 0,012%Nb e a Figura 5.10 contendo 0,156%Nb.

Tabela 5.6 – Microestruturas apresentadas pelas amostras

| | Condição | Microestrutura |
|--|--------------------------|---|
| Amostra 1 Figura 5.7 | 0,012%Nb Como Soldada | Ferrita acicular na matriz de bainita revenida. |
| Amostra 2 Figura 5.8 | 0,072%Nb Como Soldada | Ferrita acicular com segunda fase não alinhada na matriz de bainita revenida. |
| Amostra 3 Figura 5.9 | 0,109%Nb Como Soldada | Ferrita acicular com segunda fase não alinhada na matriz de bainita revenida. |
| Amostra 4 Figura 5.10 | 0,156%Nb Como Soldada | Ferrita acicular com segunda fase não alinhada na matriz de bainita revenida. |
| Amostra 5 Figura 5.11 | 0,012%Nb PWHT | Leve presença de ferrita acicular, ferrita poligonal intergranular e ferrita de segunda fase em matriz de bainita revenida. |
| Amostra 6 Figura 5.12 | 0,072%Nb PWHT | Leve presença de ferrita acicular, ferrita poligonal intergranular e ferrita de segunda fase em matriz de bainita revenida. |
| Amostra 7 Figura 5.13 | 0,109%Nb PWHT | Ferrita acicular, ferrita de contorno de grão em veios, martensita levemente revenida e ferrita de segunda fase não alinhada em matriz de bainita revenida. |
| Amostra 8 Figura 5.14 | 0,156%Nb PWHT | Ferrita acicular, ferrita de contorno de grão em veios e bainita na matriz de martensita levemente revenida. |

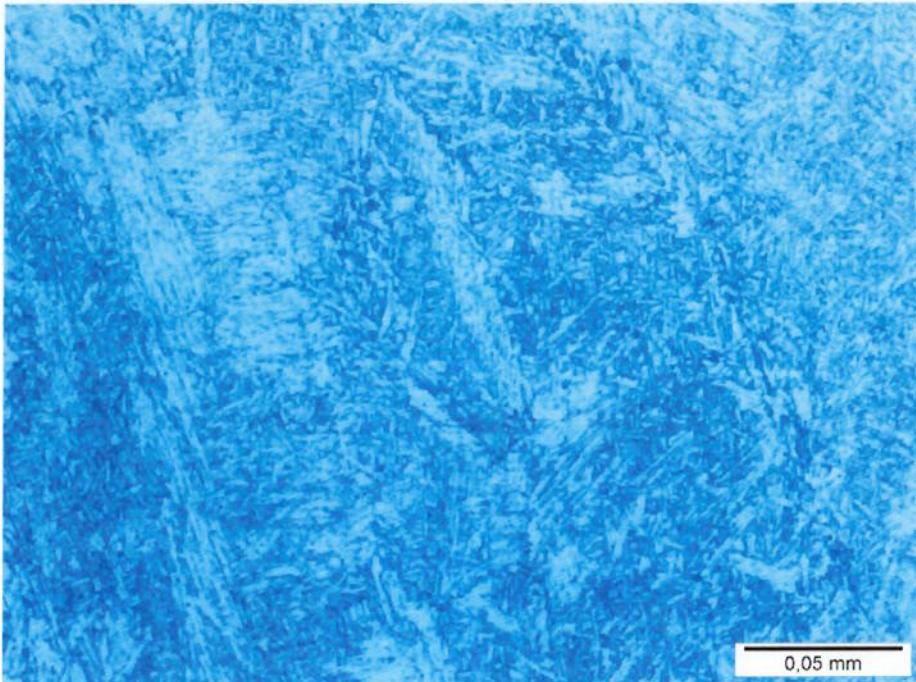


Figura 5.7 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,012%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x.

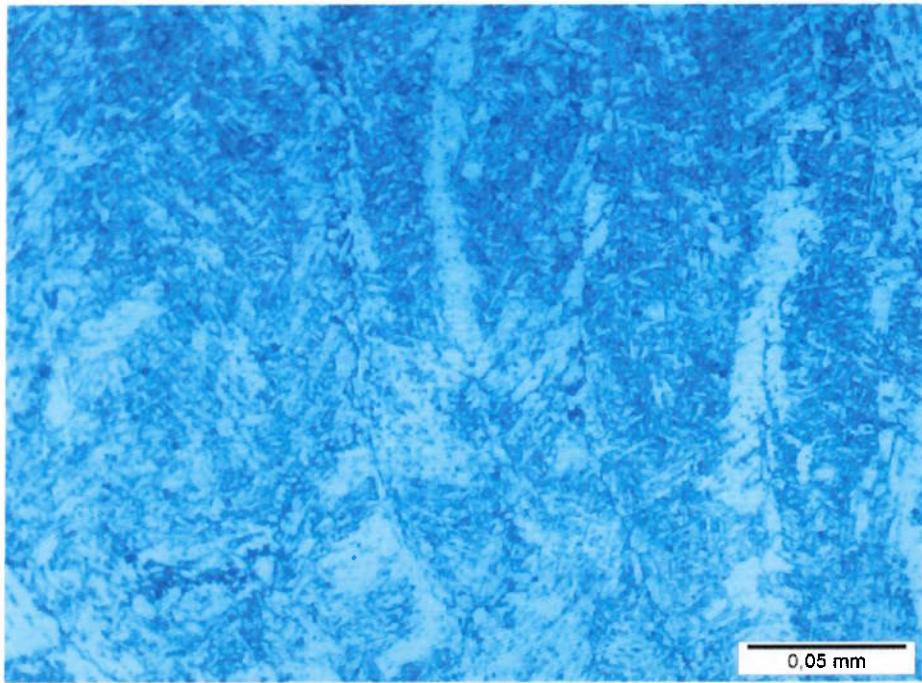


Figura 5.8 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,072%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x.

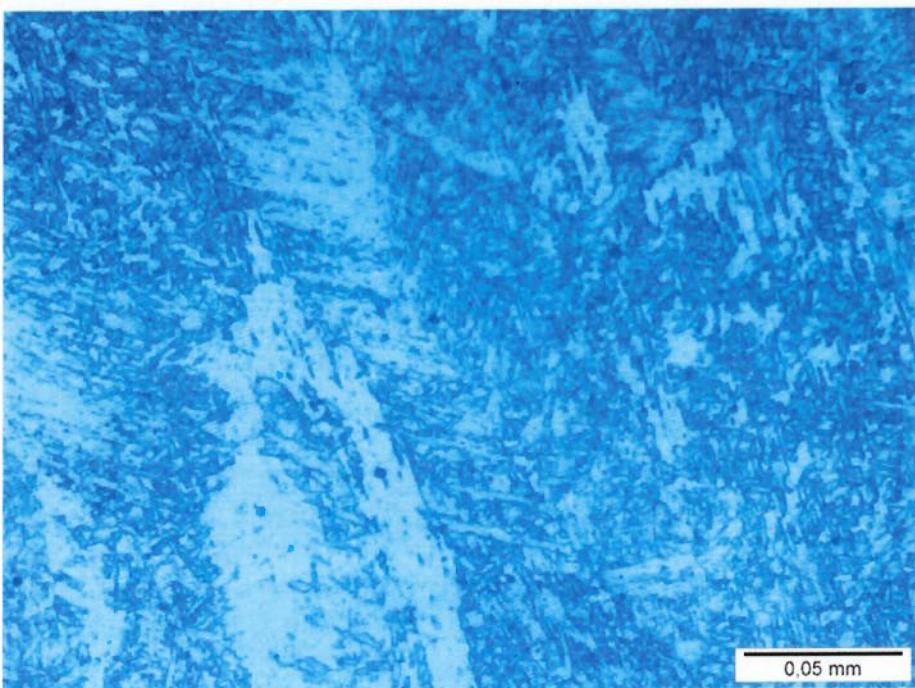


Figura 5.9 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,109%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x.

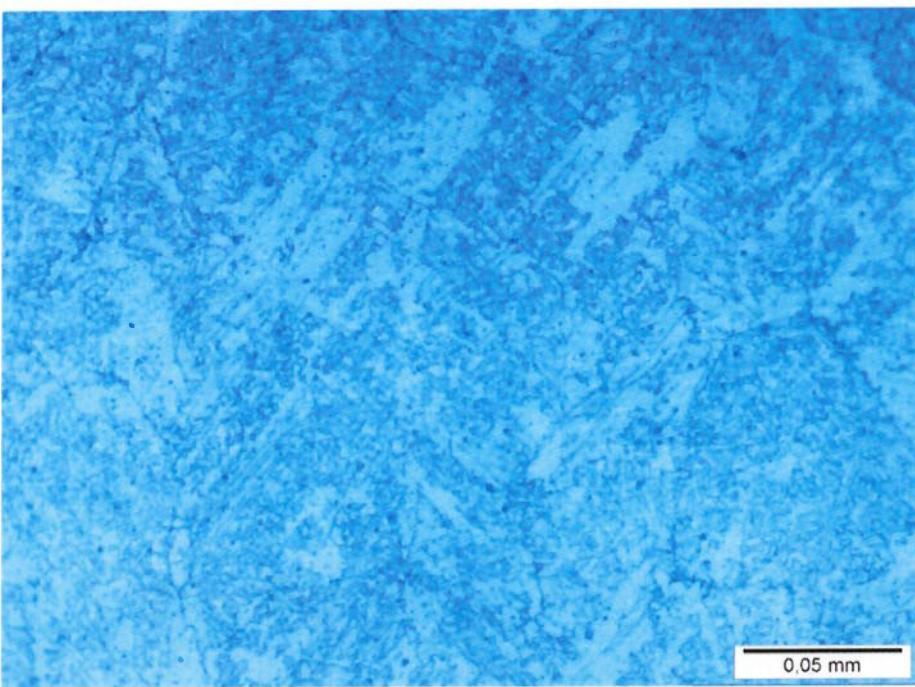


Figura 5.10 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,156%Nb, na condição como soldado. Aumento de 500x.

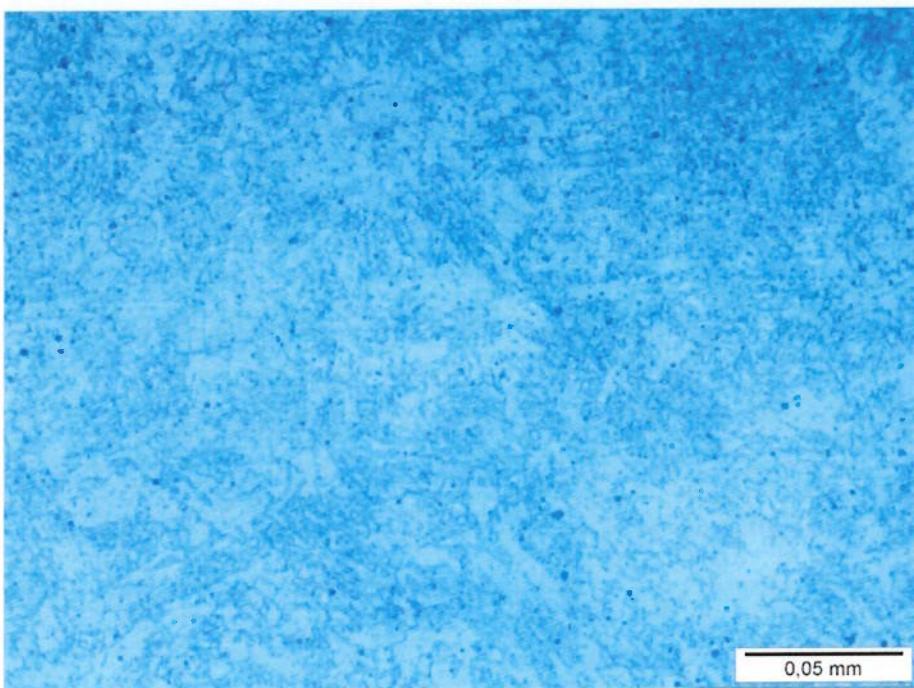


Figura 5.11 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,012%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x.

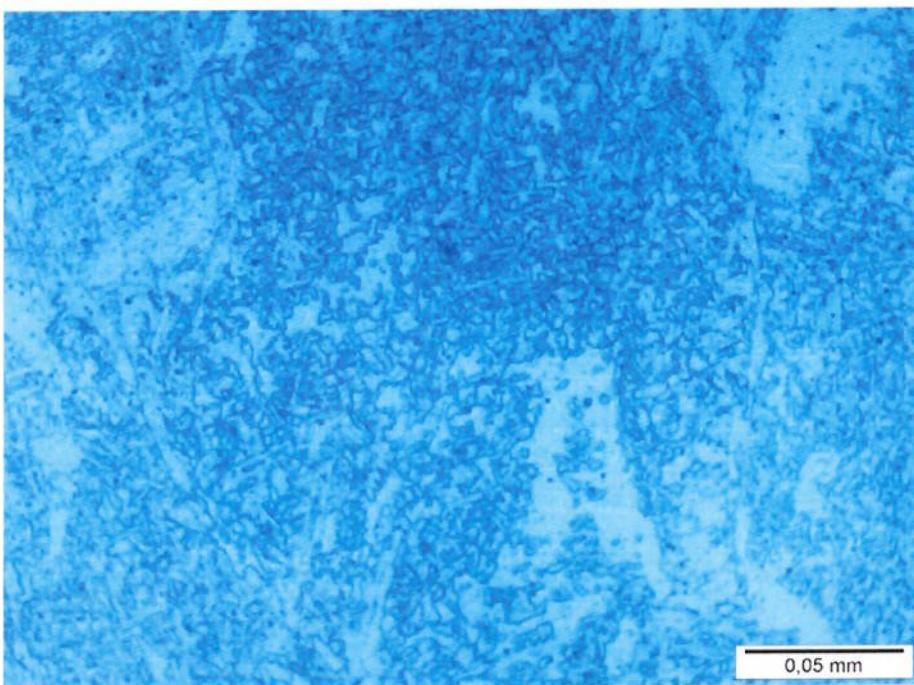


Figura 5.12 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,072%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x.

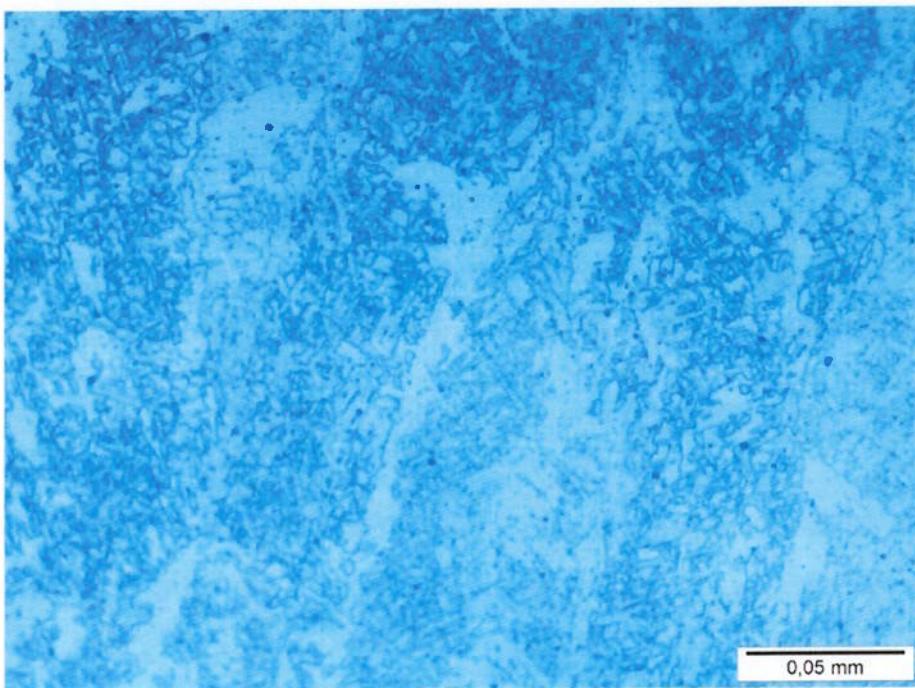


Figura 5.13 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,109%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x.

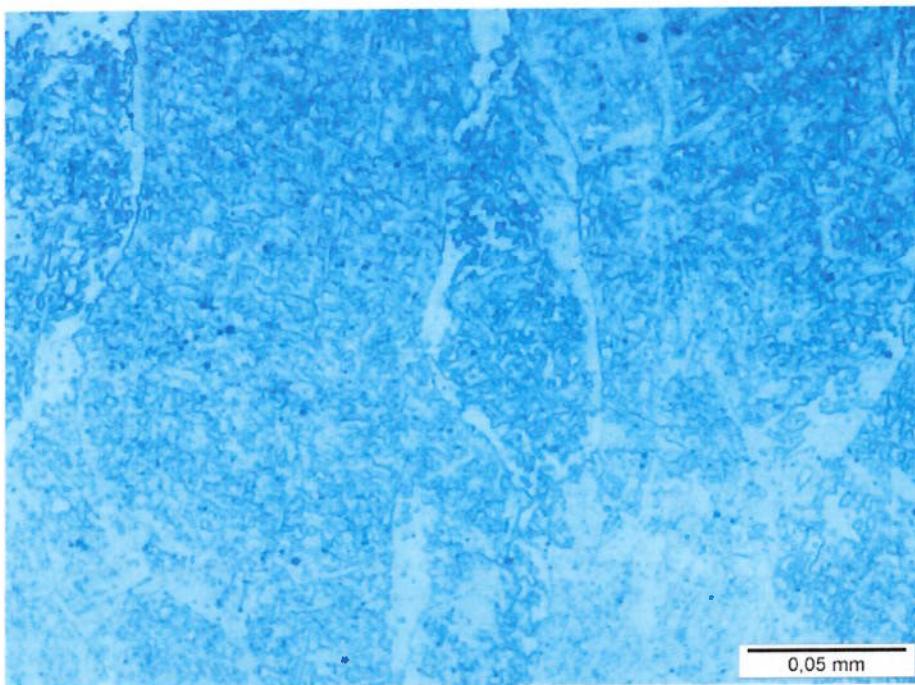


Figura 5.14 – Micrografia referente ao metal depositado contendo 0,156%Nb, na condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h. Aumento de 500x.

Com a técnica de microscopia óptica convencional, não é possível observar se existe a precipitação de carbonetos e/ou carbonitretos de nióbio no metal depositado. Porém, devido aos teores de nióbio utilizados e os dados apresentados na revisão bibliográfica, acredita-se que os mesmos estejam presentes na estrutura. Os teores de nióbio adicionados são muito superiores ao estequiométrico referente a formação de Nb(C,N). Desta forma, podemos afirmar com certeza que diversos precipitados estão presentes na microestrutura, porém com tamanhos que impossibilitam a sua visualização.

PEREZ M. et al comprovaram através de seus estudos utilizando microscopia eletrônica de transmissão que a precipitação de Nb(C,N) ocorre mesmo em curtos tempos e baixas temperaturas (5 min à 650°C) [20]. Neste estudo ainda os autores sugerem que uma solução sólida existe entre os NbC e os NbN, mas fica claro que duas populações de precipitados coexistem simultaneamente à 650°C:

- (1) Puros, grandes e estequiométricos nitretos de nióbio (NbN);
- (2) Complexos e menores carbonitretos do tipo NbCxNy.

Veja na Figura 5.15 a sequência de formação dos nitretos e carbonitretos proposta por PEREZ [20].

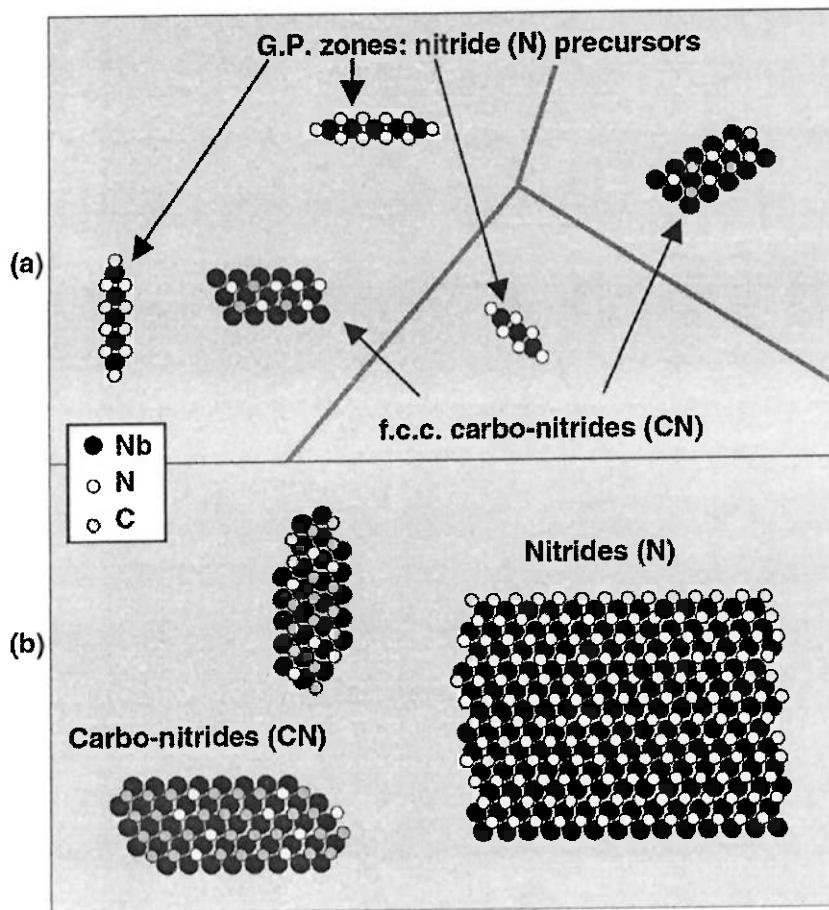


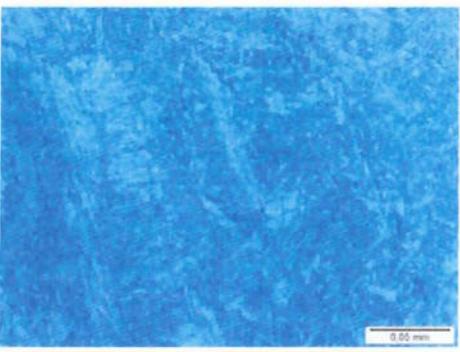
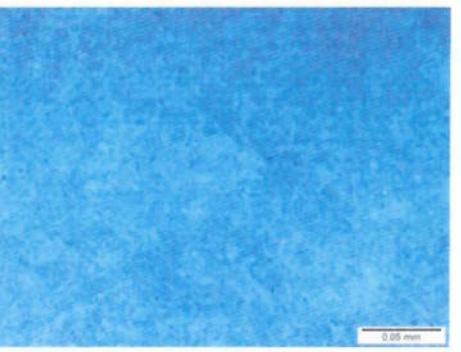
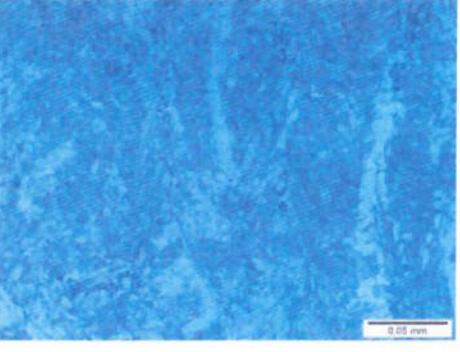
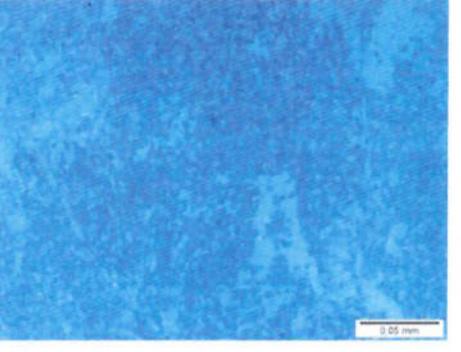
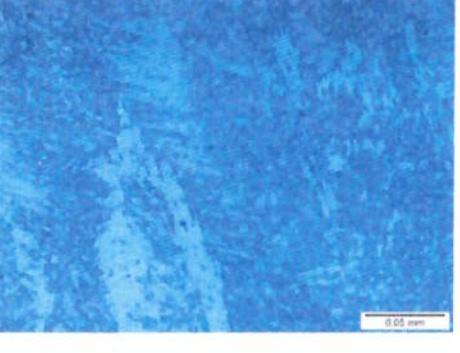
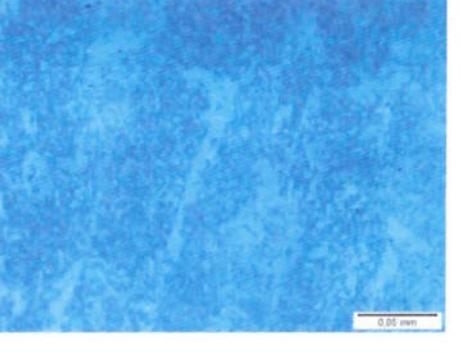
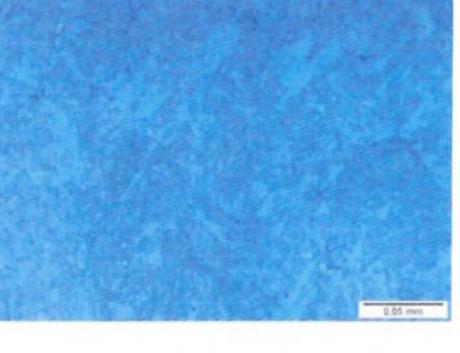
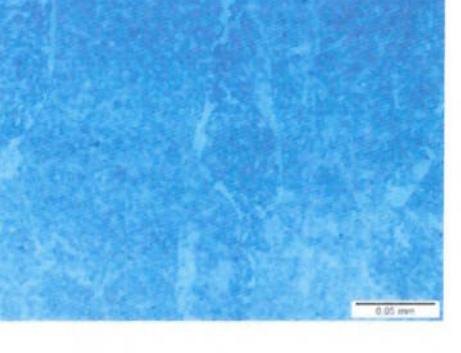
Figura 5.15 – Cenário da precipitação de nitretos e carbonitretos de nióbio deduzida a partir de microscopia eletrônica de transmissão e espectroscopia de perda de massa de eletrons: (a) microestrutura esquemática nos primeiros estágios da precipitação; (b) mesma situação de (a) para longos períodos [20].

A partir dos dados apresentados para as amostras na condição como soldadas em conjunto com os resultados apresentados por PEREZ [20], podemos analisar as microestruturas apresentadas pelas Figuras 5.4.5 à 5.4.8, onde as mesmas sofreram um tratamento térmico pós-soldagem de 620°C por 10,5h.

Com o foco voltado para a soldagem e as normas de construção de equipamentos este tratamento térmico tem a função de aliviar as tensões residuais geradas internamente à estrutura do material. Porém, podemos afirmar que este tratamento também impõe aos aços microligados ao nióbio um certo envelhecimento, onde nesta etapa existem condições cinéticas para a formação e coalescimento de precipitados do tipo Nb(C,N).

Veja que a medida que o teor de nióbio aumenta, Nb=0,012% para a Figura 5.11 e Nb=0,156% para a Figura 5.14, maior quantidade de carbonetos se formam possibilitando o empobrecimento da bainita ao seu redor que se transforma em ferrita de poligonal e ferrita de contorno de grão. O aumento da dificuldade para a da movimentação de discordâncias apresentado pela formação destes precipitados é tão significativo que o material se torna frágil, de altíssima resistência e baixíssima tenacidade. A Tabela 5.7 nos dá a oportunidade de comparar as microestruturas na condição como soldado com as microestruturas após tratamento térmico.

Tabela 5.7 – Resumo das microestruturas apresentadas. Aumento 500x.

| | Como Soldado | Após 620°C / 10,5h |
|-------------|---|--|
| Nb = 0,012% |  |  |
| Nb = 0,072% |  |  |
| Nb = 0,109% |  |  |
| Nb = 0,156% |  |  |

Outro fato interessante a ser discutido na análise das microestruturas apresentadas neste trabalho é a presença de bainita revenida. Segundo Bhadeshia, H. K. D. H., revenimento é um termo historicamente associado ao tratamento térmico realizado na martensita dos aços. Ele descreve como a microestrutura e as propriedades mecânicas são alteradas quando a fase metaestável martensita é submetida a um tratamento isotérmico em uma temperatura onde a austenita não é capaz de se formar. As mudanças durante o revenimento da martensita podem ser categorizadas em dois estágios. Durante o primeiro estágio, o excesso de carbono em solução sólida se segregam nos defeitos cristalinos ou forma “clusters” na solução sólida. Então ocorre a precipitação, na forma de cementita para os aços baixo carbono, ou na forma de carbonetos de ferro de transição em ligas contendo alto teor de carbono. A concentração de carbono que permanece em solução sólida pode ser ainda grande se os precipitados forem de carbonetos de transição. O recozimento subsequente leva ao segundo estágio, onde praticamente todo o excesso de carbono é precipitado e todas as formas de carboneto se convertem em uma cementita mais estável. Caso exista alguma austenita retida esta irá se decompor neste estágio. A continuação do revenimento agora leva a esferoidização dos carbonetos, à recuperação da estrutura das discordâncias, e finalmente à recristalização da ferrita em grãos equiaxiais [21].

A descrição apresentada acima é idealizada. Muitas das reações apresentadas no primeiro estágio podem ocorrer durante a formação da martensita quando a temperatura de início de formação de martensita é elevada, sendo este

fenômeno conhecido como autorevenimento. A bainita por sua vez se forma em temperaturas ainda mais elevadas então o autorevenimento se torna uma parte da transformação impossível de ser evitada. A redistribuição de carbono a partir da ferrita supersaturada em austenita residual, e a precipitação de carbonetos durante a reação de formação da bainita, ocorrem rapidamente e são genuinamente efeitos do autorevenimento. Veja a Figura 5.16.

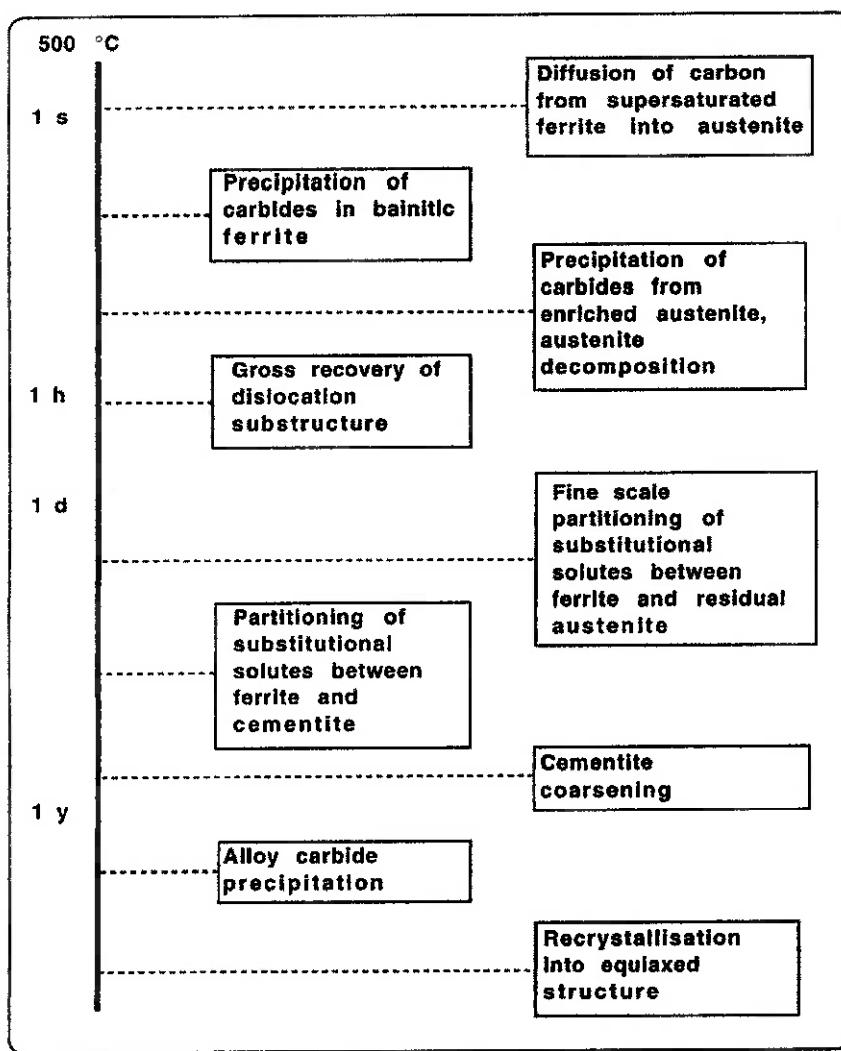


Figura 5.16 – A escala de tempo associada aos vários fenômenos do revenimento para a bainita [21].

A ferrita bainítica contém pouco carbono na forma de solução sólida uma vez que muito deste carbono está precipitado na forma de partículas de cementita as quais são maiores do que as presentes em estruturas martensíticas. Desta forma, as reações de endurecimento secundário em aços bainíticos contendo elementos de liga são mais lentas do que nos aços martensíticos, isto porque as partículas maiores de cementita demoram mais para se dissolver, o que foi constatado por Woodhead e Quarell em 1965. O endurecimento secundário envolve a substituição da cementita metaestável por carbonetos ricos em elementos de liga substitucionais [21].

Quando comparada com a martensita, a bainita cresce em temperaturas relativamente mais elevadas onde a microestrutura se recupera durante a transformação. Esta recuperação é maior para a bainita do que o esperado para a martensita autorevenida. Consequentemente, quando microestruturas de aços bainíticos de baixo teor de carbono são recozidas em temperaturas da ordem de 700°C por um período de uma hora, existe apenas um pequeno aumento na recuperação, e uma pequena mudança na morfologia das placas de ferrita ou na densidade das partículas de carboneto (Irvine et al., 1957; Bush e Kelly, 1971) [21].

Durante o revenimento ocorre o coalescimento das partículas de cementita presentes. Este fenômeno leva a diminuição da energia armazenada na interface. De fato, a microestrutura da martensita e da bainita, ambas contêm duas formas de partículas de cementita, aquelas localizadas nos contornos das

ripas e aquelas mais finas distribuídas no interior das ripas. A Figura 5.17 apresenta dados experimentais sobre o coalescimento da cementita durante o revenimento de aços com médio teor de carbono.

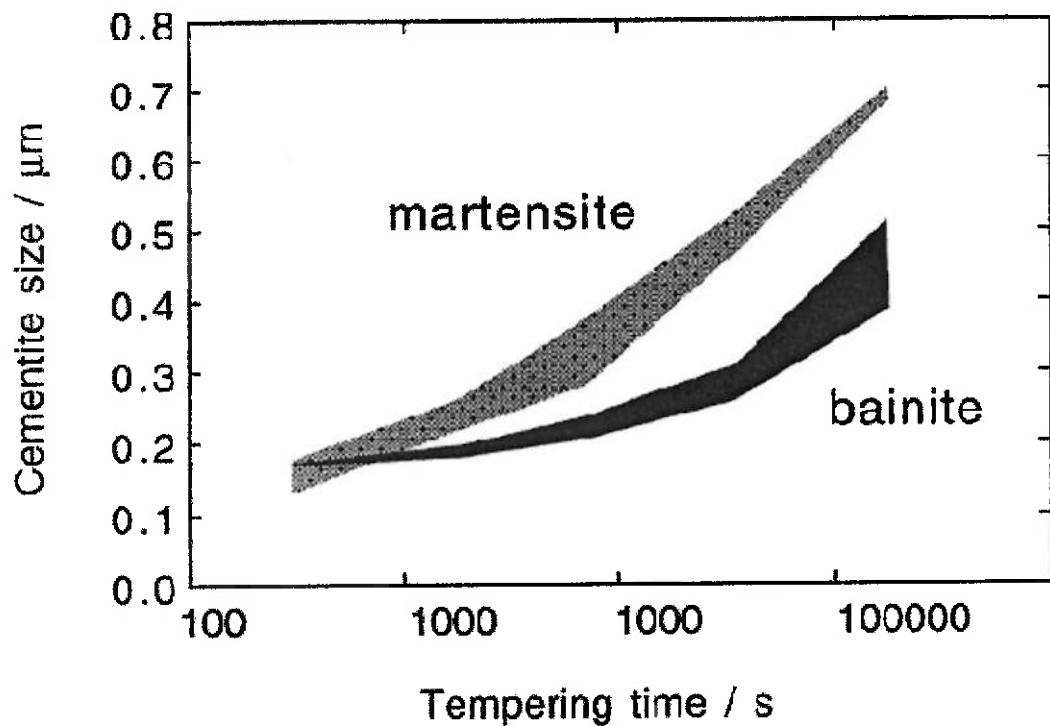


Figura 5.17 – Variação do tamanho das partículas de cementita em função do tempo de revenimento à 700°C, com diferentes microestruturas iniciais. A parte superior de cada faixa representa o tamanho médio das partículas localizadas nos contornos das ripas. A parte inferior da faixa representa o tamanho das partículas no interior das ripas. Os dados são para um aço contendo 0,45% C – 0,22% Si – 0,62% Mn. A bainita foi produzida a partir de um tratamento isotérmico a 380°C [21].

O endurecimento secundário é usualmente identificado através do revenimento da martensita em aços contendo elementos de liga considerados fortes

formadores de carbontos, tais como: Cr, V, Mo e Nb. Pode-se afirmar que o endurecimento secundário da bainita ocorre da mesma forma que na estrutura martensítica [21].

Sendo assim, conforme a discussão acima e as figuras apresentadas na Tabela 5.7, podemos afirmar que durante o tratamento térmico realizado neste trabalho ocorre o coalescimento, recuperação e endurecimento secundário.

6. CONCLUSÕES

A partir dos resultados e discussões apresentados acima, pode-se obter as seguintes conclusões:

- As propriedades mecânicas de limite de resistência e limite de escoamento crescem com o aumento do teor de nióbio, tanto para a condição como soldado quanto para a condição após tratamento térmico. Comparando-se os valores de propriedades mecânicas para um teor de nióbio de 0,012% com os valores obtidos para um teor de nióbio de 0,156%, temos um aumento de 19% em relação ao limite de resistência e 26,2% em relação ao limite de escoamento para a condição como soldado e 21% em relação ao limite de resistência e 37% em relação ao limite de escoamento para a condição após tratamento térmico de 10,5h à 620°C;
- As propriedades mecânicas de alongamento e redução de área decrescem com o aumento do teor de nióbio, tanto para a condição como soldado quanto para a condição após tratamento térmico. Comparando-se os valores de propriedades mecânicas para um teor de nióbio de 0,012% com os valores obtidos para um teor de nióbio de 0,156%, temos um decréscimo de 42,9% em relação ao alongamento e 55,7% em relação à redução de área para a condição como soldado. Por sua vez, para a condição após tratamento térmico de 620°C por 10,5h devido à ruptura do corpo de prova de tração na região do raio de concordância, não podemos determinar

quantitativamente a diminuição das propriedades de alongamento e redução de área;

- A ação esperada do nióbio para que as propriedades mecânicas de limite de resistência, escoamento, alongamento, energia absorvida se mantivessem após longos ciclos de tratamento térmico devido ao ancoramento da estrutura por carbonitretos de nióbio não aconteceu;

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Com base nos resultados obtidos neste trabalho, ficam as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Verificar através de análise com microscópio de transmissão, a morfologia dos carbonetos e/ou carbonitretos de nióbio presentes na condição como soldado e após tratamento térmico.
- Verificar se existem condições cinéticas durante os diversos ciclos térmicos impostos pela soldagem para a formação de carbonetos e/ou carbonitretos de nióbio que poderiam dificultar a movimentação de discordâncias.
- Analisar a influência de parâmetros de soldagem que atuem diretamente sobre a velocidade de resfriamento verificando se estes alteram as condições termodinâmicas e cinéticas para a formação de carbonetos e/ou carbonitretos de nióbio que possam estabilizar as propriedades após longos ciclos de tratamento térmico.
- Avaliar a influência da adição de titânio a consumíveis de soldagem ligados ao nióbio para verificar se o titânio suprime a formação de carbonitretos de nióbio, permitindo apenas a formação de carbonetos de nióbio.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. PROJETO DE ESFERA: N-1281 Rev. D, Petróleo Brasileiro S.A., Rio de Janeiro. Mar/1999
2. FABRICAÇÃO, CONSTRUÇÃO E MONTAGEM DE ESFERAS DE ARMAZENAMENTO: ET-6000.67-6316-953-PSQ-001 Rev. 0, Petróleo Brasileiro S.A., Rio de Janeiro. Jun/2010.
3. CONFAB INDUSTRIAL S.A. (PINDAMONHANGABA, SP). Petroleum, Petrochemical and Gas. Catálogo. Pindamonhangaba: Set/2010.
4. WILEY: Handbook of Materials Selection. Nova York, 2002.
5. CALLISTER, W. D., Jr., Materials Science and Engineering: An Introduction. John Wiley & Sons, Inc., Sixth Edition, 2003.
6. PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. Phase Transformations in Metals and Alloys. Londres: Chapman & Hall, 1992. 348p.
7. BÖHLER TÉCNICA DE SOLDAGEM LTDA. (São Paulo, SP). Soldagem de Aços CrMoV. Apresentação. São Paulo: out/2009.
8. STANDARD Seamless and Welded Steel Pipe for Low-Temperature Service: A333, American Society For Testing Materials. 2005
9. HOSFORD, W. F. Mechanical Behavior of Materials. Cambridge: Cambridge University Press, 2005
10. W. B. Morrison, J. Iron Steel Inst, Vol. 201 (1963): pg.317. Adaptado por R.A. Grange, ASM Trans., Vol 59 (1966)
11. SILVA, A. L. V. C; MEI, P. R. Aços e Ligas Especiais. São Paulo: Edgar Blücher. 2006.

12. DEARDO, A. J. Fundamental Metallurgy of Niobium in Steel. University of Pittsburgh, Pittsburgh.
13. KUDOH M.; TEZUKA M.; MATSUURA K. Solidification Behavior of Iron-Niobium and Iron-Carbon-Niobium Alloys. Hokkaido University, Sapporo.
14. KLINKENBERG C. Niobium in Microalloyed Structural & Engineering Steel. Niuboum Products Company. Düsseldorf.
15. LEE Y. K.; HONG J. M.; CHOI C. S.; LEE J. K. Continuous Cooling Transformation Temperatures and Microstructures of Niobium Bearing Microalloyed Steels. Yonsei University. Seoul, 2005.
16. BURGMANN F. A. et Al. The Effect of Niobium Additions on Ferrite Formation in CASTRIP® Steel. The University of Sidney. Sidney, 2008.
17. HILLENBRAND H. G.; GRÄF M.; KALWA C. Development and Production of High Strength Pipeline Steels. EUROPIPE GmbH. Orlando, 2001.
18. ESAB S.A. (São Paulo, SP). Arames Tubulares OK. Apostila. Contagem: mai/2007.
19. BÖHLER TÉCNICA DE SOLDAGEM LTDA. (São Paulo, SP). Arames Tubulares. Apresentação. São Paulo: jun/2009
20. SPECIFICATION For Carbon Steel Electrodes For Flux Cored Arc Welding: A5.20/5.20M-2010. American Welding Society. Miami. 2010.
21. BHADESHIA, H. K. D. H. Bainite in steels – Transformation, Microstructure and properties. Londres: IOM Communications Ltd. 2001.