

MAURÍCIO MAIA BRAGA HASHIMOTO

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DE UM AÇO BAIXO CARBONO
E BAIXOS TEORES DE ELEMENTOS DE LIGAS COM ESTRUTURA
CONTENDO FERRITA ACICULAR**

Dissertação apresentada à Faculdade de engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

Guaratinguetá
2010


H348c	<p>Hashimoto, Maurício Maia Braga</p> <p>Caracterização microestrutural de um aço baixo carbono e baixos teores de elementos de ligas com estrutura contendo ferrita acicular / Maurício Maia Braga Hashimoto. – Guaratinguetá : [s.n.], 2010</p> <p>90. : il.</p> <p>Bibliografia: f. 86-90</p> <p>Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira</p> <p>1. Aço carbono – Propriedades mecânicas I. Título</p> <p>CDU 669.14</p>
-------	--

MAURICIO MAIA BRAGA HASHIMOTO


ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA
Unesp-Feg


Prof. Dr. CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
FATEC

Agosto de 2010

DADOS CURRICULARES

MAURÍCIO MAIA BRAGA HASHIMOTO

NASCIMENTO	07.11.1977 – GUARATINGUETÁ / SP
FILIAÇÃO	Tomaz Manabu Hashimoto Mariza Aparecida Maia Braga
1998/2002	Curso de Graduação em Engenharia Mecânica na Universidade Federal de Engenharia de Itajubá

DEDICATÓRIA

Dedico especialmente a minha esposa e companheira Juliana, pelo incentivo, apoio, carinho e equilíbrio que estiveram sempre presentes desde os primeiros dias desta nossa conquista. Aos meus pais, Tomaz e Mariza, pela oportunidade e liberdade de crescimento e escolha. Aos meus irmãos, Ana Paula e Felipe, pelo companheirismo, apoio e carinho. A minha avó e o meu tio, Magnólia e Marcelo, pelo incentivo e paciência. E a todos que, durante esse tempo, incentivaram e contribuíram pelo sucesso deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, pelo constante incentivo e dedicação e pela sua orientação impecável.

Ao Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto agradeço por compartilhar sua experiência, pelo incentivo e contribuições ao trabalho.

Ao Prof. Dr. Antônio Jorge Abdalla e a Profa. Dra. Cristina de Carvalho Ares Alisei.

Aos funcionários do Departamento de Materiais e Tecnologia, pelo apoio e colaboração.

Aos alunos da graduação pela colaboração nos ensaios mecânicos e na metalografia.

HASHIMOTO, M. M. B. Caracterização microestrutural de um aço baixo carbono e baixos teores de elementos de ligas com estrutura contendo ferrita acicular. 2010. 90f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

RESUMO

A ferrita acicular é um desenvolvimento recente do conceito dos aços HSLA e envolve nucleação da ferrita a partir de partículas não metálicas, de forma intragranular e heterogênea. O mecanismo de transformação da ferrita acicular é semelhante à formação da bainita, diferenciando-se basicamente no local onde cada constituinte se nucleia e a aparência da microestrutura. A presença de carbonitreto precipitados e a microestrutura acicular desorganizada tende a desviar a propagação de trincas e aumentar tenacidade do material. Desta forma, os aços com microestrutura de ferrita acicular têm sido apontados como ótimos candidatos para aplicações em tubulações de óleo e gás em condições ambientais e operacionais severas. Este trabalho investiga os constituintes de um aço baixo carbono e baixos teores de elementos de ligas com contendo microestrutura de ferrita acicular, obtida através de tratamento de crescimento de grãos e, posteriormente, submetido a diversas rotas de tratamento isotérmico. A caracterização microestrutural foi obtida através de microscopia óptica e processamento metalográfico com o reagente Nital. Avaliou-se, também, o comportamento da resistência à tração do material antes e após os ciclos de tratamento térmico. Os resultados obtidos revelam a possibilidade de se obter estruturas multifásicas contendo grandes frações de ferrita acicular, promovendo excelente combinação das propriedades mecânicas de resistência e ductilidade.

PALAVRAS-CHAVE: aço baixo carbono, caracterização microestrutural, ferrita acicular, propriedades mecânicas.

HASHIMOTO, M. M. B. Caracterização microestrutural de um aço baixo carbono e baixos teores de elementos de ligas com estrutura contendo ferrita acicular. 2010. 90f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

ABSTRACT

The acicular ferrite is a recent development of HSLA steels and involves a ferrite nucleation from non-metallic particles, as intragranular and heterogeneous mode. The acicular ferrite transformation mechanism is similar to bainite, differing primarily in where each constituent initiates nucleates and appearance of the microstructure. The presence of carbonitriding precipitated and disorganized acicular microstructure tends to deflect the crack propagation and increase toughness of the material. Thus, steels with acicular ferrite microstructure have been considered good candidates for applications in oil pipes and gas in several environmental and operational conditions. This work investigates the constituents of a low carbon steel and low concentration of alloys with microstructures containing acicular ferrite, obtained by grain growth treatment and, subsequently, subject to various route of isothermal treatments. The microstructural characterization was obtained by optical microscopy and metallographic processing with Nital reagent. We evaluated also the behavior of the tensile strength of the material before and after the heat treatment cycles. The results show the possibility of obtaining multiphase structures containing large fractions of acicular ferrite, promoting excellent combination of mechanical properties of strength and ductility.

KEY WORDS: low carbon steel, microstructural characterization, acicular ferrite, mechanical properties.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 3.1- Diagrama de Equilíbrio Fe-C	21
FIGURA 3.2 - Ilustração do diagrama Fe-C e a faixa indicada de austenitização para o recozimento.....	26
FIGURA 3.3 - Ilustração do diagrama TTT de um aço-carbono eutetóide.....	28
FIGURA 3.4 - Figura esquemática mostrando o endurecimento de aços por precipitação sólida devido a vários elementos de liga na ferrita.....	36
FIGURA 3.5 - Morfologia dos produtos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ em aços ARBL.....	38
FIGURA 3.6 - Placas de Bainita Inferior (parte escura) numa matriz de martensita (parte clara), observadas através de microscopia de transmissão eletrônica de uma liga Fe-0,3C-4Cr transformada a 395°C.....	40
FIGURA 3.7 - Ferritas aciculares nucleadas em pequenas inclusões não-metálicas e difundias em muitas direções diferentes a partir destes sítios, observadas através de microscopia de transmissão eletrônica em uma deposição de solda em aço.....	41
FIGURA 3.8 - Ilustração esquemática da curva de resfriamento contínuo de um aço soldado mostrando as diferentes transformações de fases ocorridas durante a soldagem.....	42
FIGURA 3.9 - Microestrutura contendo ferrita acicular em solda de um aço de baixa liga, com pequena adição de Al, Ti e O.....	43
FIGURA 3.10 - Ilustração esquemática dos diferentes mecanismos de nucleação da ferrita acicular nas inclusões.....	45
FIGURA 3.11 - Ilustração dos mecanismos de nucleação da ferrita acicular nas inclusões.....	48
FIGURA 3.12 - Efeito do tamanho dos grãos da austenita no desenvolvimento dos aços de microestrutura contendo ferrita acicular.....	50
FIGURA 3.13 - Ilustração dos diferentes mecanismos de obtenção de bainita e ferrita acicular, relacionando o tamanho de grão da austenita, a superfície dos grãos e a presença de inclusões com potencial para a nucleação de ferrita acicular	52
FIGURA 4.1 - Representação dos corpos de prova para ensaio de tração, conforme a norma ASTM E8M.....	57

FIGURA 4.2 - Representação dos ciclos de tratamentos térmicos realizados no material estudado neste trabalho.....	59
FIGURA 5.1 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base, sem tratamento térmico, após o ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	63
FIGURA 5.2 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: recozimento a 1200°C e 7200s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 200x.....	63
FIGURA 5.3 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 300s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	64
FIGURA 5.4 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	64
FIGURA 5.5 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 1800s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	65
FIGURA 5.6 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 3600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	65
FIGURA 5.7 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 300s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	66
FIGURA 5.8 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	67
FIGURA 5.9 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 1800s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	67
FIGURA 5.10 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 3600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	68
FIGURA 5.11 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda, sem tratamento térmico, após o ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	68

FIGURA 5.12 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: recozimento a 1200°C e 7200s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 200x.....	69
FIGURA 5.13 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 300s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	70
FIGURA 5.14 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	70
FIGURA 5.15 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 1800s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	71
FIGURA 5.16 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 3600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	71
FIGURA 5.17 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 300s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	72
FIGURA 5.18 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	73
FIGURA 5.19 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 1800s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	74
FIGURA 5.20 - Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 3600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.....	74
FIGURA 5.21 - Diagrama de deformação elástica e plástica $\sigma \times \epsilon$	75
FIGURA 5.22 - Média dos resultados da resistência à tração para o metal base e para o metal de solda em função dos tempos e das temperaturas de transformação isotérmica.....	78
FIGURA 5.23 - Média dos resultados do limite de escoamento para o metal base e para o metal de solda em função dos tempos e das temperaturas de transformação isotérmica.....	79

FIGURA 5.24 - Média dos resultados da tenacidade para o metal base e para o metal de solda em função dos tempos e das temperaturas de transformação isotérmica..... 81

LISTA DE TABELAS

TABELA 4.1 - Composição química do material utilizado no trabalho.....	57
TABELA 4.2 - Propriedades mecânicas do material utilizado no trabalho.....	57
TABELA 4.3 - Condições dos tratamentos térmicos realizados em cada corpo-de-prova.....	60
TABELA 4.4 - Média dos resultados das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração realizados em três lotes de corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico.....	77
TABELA 4.5 - Aumento da resistência a tração e do limite de escoamento do metal base e do metal de solda submetidos aos tratamentos isotérmicos em relação ao mesmo material em estado como fornecido e recozidos.....	83

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

A_{C1} ou A_1	Início do intervalo de transformação eutetóide
A_{C3} ou A_3	Temperatura mínima de austenitização
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
B_s	Temperatura de início de transformação bainítica
CCC	Cúbico de Corpo Centrado
CDP	Corpo-de-prova
CFC	Cúbico de Face Centrada
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
HSLA	High Strength and Low Alloy
IBS	Instituto Brasileiro de Siderurgia
LAIMAT	Laboratório de Análise de Imagens de Materiais
M_s	Temperatura de início de transformação martensítica
TCC	Tetragonal de Corpo Centrado
TTT	Temperatura, Tempo e Transformação
UNESP	Universidade Estadual Paulista

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Ferrita
γ	Austenita
Fe_3C	Cementita ou Carboneto de Ferro
Fe-C	Ferro-Carbono
T_0	Temperatura inicial
Ti	Titânio
Cr	Cromo
Nb	Nióbio
Al	Alumínio
P	Fósforo
H	Hidrogênio
C	Carbono
N	Nitrogênio
B	Boro
V	Vanádio
W	Tungstênio
Cu	Cobre
Mo	Molibdênio
Ni	Níquel
Mn	Manganês
Si	Silício
S	Enxofre
K	Grau Kelvin
$^{\circ}\text{C}$	Grau Celsius
α_{W}	Ferrita de Widmasntatten
α_{a}	Ferrita Acicular
$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$	Energia de transformação da austenita para ferrita
$\sigma_{\gamma/\text{inc}}$	Energia interfacial entre a austenita e a inclusão
$\sigma_{\alpha/\text{inc}}$	Energia interfacial entre a ferrita e a inclusão

$\sigma_{\gamma/a}$	Energia interfacial entre a austenita e a ferrita
Al_2O_3	Óxido de Alumínio
TiO	Óxido de Titânio
MnS	Sulfeto de Manganês
V(CN)	Carbonitreto de Vanádio
VC	Carboneto de Vanádio
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Ruptura
σ_e	Tensão de Escoamento
σ_{rup}	Tensão de Ruptura
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Limite de Resistência à Tração
σ_{adm}	Tensão Admissível Máxima
MPa	Mega Pascal
Δ_L	Alongamento Final
E	Módulo de Elasticidade
ε	Deformação
UT	Módulo de Tenacidade
$\Delta\varepsilon$	Coeficiente de expansão térmico

SUMÁRIO

1. Introdução	18
2. Objetivo	20
3. Revisão Bibliográfica	21
3.1. Diagrama Fe-C	21
3.2. Diagramas TTT e Cinética de Reações no Estado Sólido	25
3.3. Austenitização e Crescimento de Grãos	30
3.4. Influência dos Elementos de Ligas	33
3.5. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga	36
3.6. Ferrita Acicular	39
3.6.1. Características Gerais	39
3.6.2. Mecanismos de Nucleação e Crescimento da Ferrita Acicular	41
3.6.3. Similaridades Entre Bainita e Ferrita Acicular	49
3.6.4. Propriedades Mecânicas e Aplicações dos Aços com Ferrita Acicular	53
4. Procedimento Experimental	57
4.1. Material	57
4.2. Corpos de Prova	57
4.3. Tratamento Térmico	58
4.3.1. Crescimento de Grãos	58
4.3.2. Tratamento Intercrítico	58
4.4. Ensaio de Tração	59
4.5. Caracterização Microestrutural	61
4.5.1. Preparação das Amostras	61
4.5.2. Ataque Químico	62
4.5.3. Obtenção das Imagens Metalográficas	62
5. Resultados e Discussões	63
5.1. Caracterização Microestrutural	63
5.2. Propriedades Mecânicas	74
6. Conclusões	83
7. Sugestões para trabalhos futuros	86
8. Referências Bibliográficas	87

1. Introdução

A produção e o consumo de aço são considerados indicadores do grau de desenvolvimento econômico e social das nações, uma vez que o setor siderúrgico fornece insumos indispensáveis ao processo industrial e o seu consumo cresce proporcionalmente à construção civil, à geração de energia, aos meios de transporte e comunicação, à agricultura e à produção de bens de capital (ARBIX, G., SALERNO, M. S., DE NEGRI, J. A. 2004).

Em momentos de bom desempenho econômico, em que a equação preço e demanda de aço está em alta, a siderurgia mundial convive com uma conjuntura diferenciada, em que a competitividade e o conteúdo tecnológico dos produtos representaram o diferencial para as empresas líderes do novo cenário mundial.

Poucas vezes na história da tecnologia, a pesquisa na área de materiais metálicos esteve tão claramente direcionada para objetivos práticos como atualmente. A competitividade acirrada nas áreas metalúrgicas e siderúrgicas representa enormes injeções de recursos com vista em resultados cada vez mais imediatos. A explicação para isto pode ser encontrada na concorrência em que os metais sofrem de outros materiais, como os plásticos e as fibras, que estão se disseminando por praticamente todos os setores da indústria (ANÁLISE DO MERCADO BRASILEIRO DE AÇO, IBS, 2008).

O aço produzido no Brasil está em fase de enobrecimento. A inovação e a diferenciação de produtos passam, necessariamente, por inovações nos processos de produção. Os investimentos feitos nas áreas de aciaria, lingotamento e laminações nos últimos anos permitiram o aumento da oferta de produtos com maior valor agregado a custos competitivos.

Na visão do INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE (1995), a combinação entre a resistência e a tenacidade do material aliados a sua capacidade de conformação e soldagem são fatores decisivos para que o aço mantenha-se com um grande número de aplicações industriais e apresente sucessivas introduções de novos tipos no mercado. Dentre as alternativas atuais, os aços HSLA (High Strength Low Alloy) ou ARBL (Alta Resistência e Baixa Liga) são utilizados com sucesso em aplicações que requerem boa resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade. A estrutura é obtida através da composição química, composta por baixos teores de

elementos de ligas, e pelo rigoroso controle termomecânico da transformação da austenita. São empregados principalmente em tubulações, estruturas navais, construção civil e indústria automotiva, onde constantemente possibilitam menores custos devido a uma redução significativa na espessura das chapas, havendo impacto na quantidade de material utilizado, nos custos de transporte e de soldagem.

A ferrita acicular é um desenvolvimento recente do conceito dos aços HSLA e envolve a nucleação da ferrita de forma intragranular e heterogênea, a partir de partículas não metálicas dispersas na microestrutura. O mecanismo de transformação da ferrita acicular é semelhante à formação da bainita, diferenciando-se basicamente pelo local onde cada constituinte se nucleia e pela morfologia da microestrutura. A presença de carbonitreto precipitados e a microestrutura acicular desorganizada tende a desviar a propagação de trincas, aumentando a resistência mecânica e a tenacidade do material. Desta forma, os aços com microestrutura de ferrita acicular têm sido apontados inicialmente como ótimos candidatos para aplicações em tubulações de óleo e gás em condições ambientais e operacionais severas, dentre outras possibilidades e áreas de aplicação, conforme BHADSHIA (2001), BABU (2004), HASHIMOTO (2004) e MENEZES (2005).

2. Objetivo

Este trabalho tem como principais objetivos:

- Realizar ciclos de tratamentos térmicos pré-determinados, em um aço de baixo teor de carbono e de elementos de ligas, para a obtenção de frações da microestrutura contendo ferrita acicular;
- Realizar a caracterização microestrutural, via microscopia óptica, antes e após os tratamentos térmicos;
- Realizar a caracterização das propriedades mecânicas, através do ensaio de tração, antes e após os tratamentos térmicos;
- Correlacionar o comportamento das propriedades mecânicas com as morfologias microestruturais obtidas;

3. Revisão Bibliográfica

3.1. Diagrama Fe-C

O aço é uma liga de Fe-C e outros elementos de ligas residuais do processo de produção ou intencionalmente adicionados. O teor de carbono varia entre 0,008% até 2,11% e determina a classificação do aço em hipoeutetóide (com menos de 0,77% de carbono), eutetóide (com 0,77% de carbono) ou hipereutetóide (com mais 0,77% até 2,11% de carbono) (CALLISTER, 2002).

As transformações de fases em ligas metálicas são obtidas pela variação da temperatura, pela variação da composição química ou pela variação da pressão externa. Entretanto, as alterações de temperatura através de tratamentos térmicos são mais utilizadas para induzir as transformações de fases. Durante a transformação de fases, uma liga segue em direção a um estado de equilíbrio que é caracterizado pelo diagrama de fases em termos das fases produzidas, das suas composições e das suas quantidades relativas. Isto é indicado no diagrama de equilíbrio Fe-C da Figura 3.1.

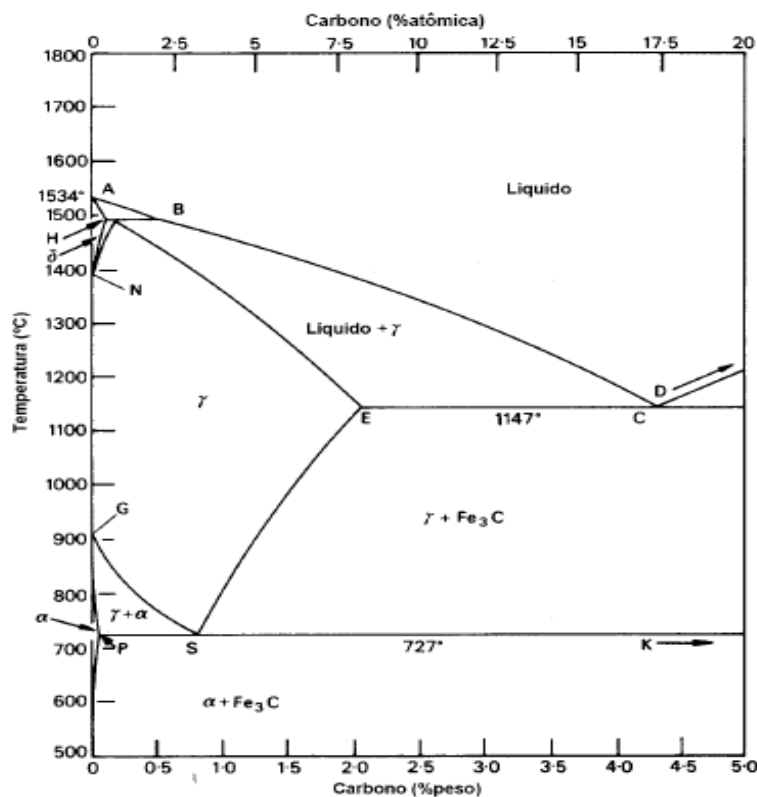


Figura 3.1. Diagrama de equilíbrio Fe-C, onde α = Ferrita, γ = Austenita e Fe_3C = Cementita (CALLISTER, 2002).

A ferrita (Ferro α) se forma por difusão e nucleia-se, preferencialmente, nos contornos de grãos da austenita. Com o aumento da taxa de resfriamento, passa a nuclear-se também no interior dos grãos. A ferrita apresenta estrutura CCC e é encontrada entre a temperatura ambiente e 912°C, aproximadamente. Possui espaços interatômicos pequenas em sua estrutura CCC e a máxima solubilidade de carbono é de 0,008% a 723°C, sendo caracterizada por baixa dureza, baixa resistência à tração e alta ductilidade (REED-HILL, 1982).

A austenita (Ferro γ) possui estrutura CFC sendo a forma estável do ferro puro entre 910°C e 1400°C, aproximadamente. Nesta faixa de temperaturas, possui alta ductilidade, sendo esta característica fundamental para diversos processos de fabricação. A estrutura CFC possui espaçamento interatômico maior se comparada à estrutura CCC, porém os vazios são ligeiramente menores do que os átomos de carbono. Desta forma, a solubilidade máxima de carbono na austenita chega até a 2,0% e a presença destes átomos em alguns dos vazios da estrutura CFC introduz deformações, mesmo em temperaturas elevadas.

A cementita (Fe_3C) é um carbeto de ferro formado pelo excesso de carbono em relação ao limite de solubilidade encontrado na ligas ferro-carbono. Possui uma estrutura ortorrômbica com 12 átomos de ferro e 4 de carbono por célula unitária e isso corresponde a um percentual de carbono da ordem de 6,67% (SILVA E MEI, 1998).

Quando comparada a ferrita e a austenita, a cementita é muito dura e a sua presença na microestrutura dos aços aumenta muito a sua resistência. Entretanto, a cementita é muito frágil e quebradiça, não podendo se ajustar às concentrações de tensão, semelhante aos materiais cerâmicos.

A perlita é uma microestrutura bifásica composta por camadas alternadas de ferrita e cementita, resultantes da transformação da austenita. Como se formam simultaneamente, a ferrita e a cementita estão intimamente misturadas de forma lamelar. A ferrita tem estrutura CCC e é menos compacta do que a austenita, desta forma, possui menor capacidade de dissolver o carbono. O carbono rejeitado pela formação da ferrita dá origem à cementita, de composição Fe_3C (CALLISTER, 2002).

A perlita nucleia-se a partir dos contornos de grãos e também do interior dos grãos da austenita. Com o crescimento de uma partícula de cementita, formada pela

decomposição da austenita, ocorre uma diminuição do carbono nas regiões vizinhas até ocorrer a formação de ferrita. Com o crescimento da ferrita haveria segregação de carbono para a austenita, até ser atingido o nível de carbono da cementita, que então se nuclearia. E assim sucessivamente, com crescimento para frente e para os lados.

A perlita é uma microestrutura que pode ser formada em quase todos os tipos de aços por meio de tratamentos térmicos adequados. A cementita é muito mais dura, porém, muito mais frágil do que a ferrita. Desta forma, aumentando-se a fração de cementita em um aço enquanto se mantém os outros elementos microestruturais constantes irá resultar em um material mais duro e mais resistente. Uma vez que a cementita é mais frágil, o aumento do seu teor resultará em uma diminuição da ductilidade e da tenacidade.

A espessura da camada de cada fase, ferrita e cementita, dependem da temperatura na qual a perlita é formada durante a transformação isotérmica. A perlita grosseira é formada em temperaturas logo abaixo da temperatura eutetóide, onde as taxas de difusão são relativamente elevadas e os átomos de carbono podem se difundir ao longo de distâncias mais longas. Em temperaturas mais baixas, a taxa de difusão diminui e as camadas vão se tornando progressivamente mais finas, originando a perlita fina (CALLISTER, 2002).

O efeito disso nas propriedades mecânicas do material é que a perlita fina é mais resistente do que a perlita grossa. As razões para esse comportamento estão relacionadas com os fenômenos que ocorrem entre as fases de ferrita e cementita. Existe um elevado grau de aderência entre as duas fases através do contorno de forma que a cementita, mais forte e rígida, restringe severamente a deformação da fase ferrítica. A intensidade desse reforço é maior na perlita fina devido à maior área de contorno por unidade de volume do material. Além disso, os contornos servem como barreiras ao movimento das discordâncias, da mesma maneira que os contornos de grãos e na perlita fina existe um maior número de contornos através dos quais as discordâncias deverão passar durante uma deformação plástica.

A bainita é uma microestrutura originada através da austenita durante a transformação isotérmica ou resfriamento contínuo e consistem nas fases ferrita e cementita, de forma semelhante à perlita. Entretanto, a microestrutura bainítica é formada

em temperaturas mais baixas do que a perlita e os arranjos formados pelas fases presentes são diferentes da formação lamelar encontrada na perlita (VAN VLACK, 1985).

As transformações ferríticas e bainíticas são concorrentes entre si, de tal modo que, quando uma dada fração da microestrutura tenha se transformado em ferrita ou bainita, a transformação no outro constituinte não é possível sem que um reaquecimento para austenitização da microestrutura (CALLISTER, 2002; BHADSHIA, 1992).

A bainita pode ser classificada como bainita superior e bainita inferior. Para temperaturas da ordem de 350 a 550°C, dependendo da composição química, a bainita superior se forma como uma série de ripas paralelas ou agulhas de ferritas que se encontram separadas por partículas alongadas da fase cementita presentes entre as ripas de ferrita e entre elas (SILVA E MEI, 1998). As ripas crescem agrupadas em feixes paralelos e possuem orientação cristalográfica idêntica e definida (BHADSHIA, 1992). Com o aumento do teor de carbono e a diminuição da temperatura de transformação os comprimentos das ripas diminuem e os carbonetos vão se acumulando entre elas formando uma estrutura fina.

Para temperaturas da ordem de 250 a 350°C, dependendo da composição química, a bainita inferior se transforma sob a forma de placas finas e organizadas. A cementita encontra-se precipitada entre as placas e podem crescer, ou a partir da austenita enriquecida de carbono ou a partir da ferrita saturada (BHADSHIA, 1999). Outros precipitados podem ocorrer dependendo da composição química do material e da temperatura de transformação. De modo geral, a quantidade e os tamanhos dos precipitados encontrados na bainita inferior são menores do que na bainita superior, o que promove uma maior tenacidade e resistência mecânica às bainitas formadas em temperaturas mais baixas e mais refinadas (CALLISTER, 2002).

A martensita é uma microestrutura formada quando ligas ferro-carbono são resfriadas rapidamente até temperaturas baixas próximas da temperatura ambiente. Desta forma, a martensita é uma microestrutura monofásica que não se encontra em equilíbrio, resultante de uma transformação sem difusão da austenita.

Durante a transformação martensítica, um grande número de átomos realiza um movimento cooperativo no sentido de que existe apenas um pequeno deslocamento de cada átomo em relação aos seus vizinhos. Com isso, a austenita CFC experimenta uma

transformação polimórfica em uma martensita tetragonal de corpo centrado (TCC). Uma célula unitária dessa estrutura cristalina consiste em um cubo de corpo centrado que foi alongado em uma das suas dimensões (CALLISTER, 2002).

Os núcleos crescem rapidamente em forma de plaquetas e só interrompem o seu crescimento quando encontram um contorno de grão de austenita, outra placa de martensita ou algum outro tipo de impedimento. Todos os átomos de carbono permanecem como impurezas intersticiais na martensita de uma forma a constituírem uma solução sólida supersaturada capaz de se transformar rapidamente em outras estruturas se aquecida a temperaturas nas quais as taxas de difusão se tornem apreciáveis (SILVA E MEI, 1998).

Duas microestruturas martensíticas são encontradas em ligas ferro-carbono: em ripas e a lenticular. Para aços que contêm menos de 0,6% de carbono aproximadamente, os grãos de martensita se formam como ripas ou placas longas e finas, lado a lado, alinhadas paralelamente. Além disso, essas ripas estão agrupadas em estruturas maiores conhecidas como blocos. A martensita lenticular é encontrada em aços com teores de carbono acima de 0,6% aproximadamente. Os grãos da martensita lenticular possuem um formato de agulha ou de placas (REED-HILL, 1982).

A martensita, segundo Callister (2002), caracteriza-se por elevadas durezas e resistências mecânicas, entretanto, possui ductilidade desprezível. A dureza depende do teor de carbono, sendo que quanto maior o percentual de carbono maior será a dureza. Em contraste com outras microestruturas, acredita-se que a resistência e a dureza da martensita não estejam relacionadas com a microestrutura em si. Essas propriedades são atribuídas à eficiência dos átomos de carbono intersticiais em restringir os movimentos das discordâncias, bem como ao aumento relativamente pequeno de sistemas de escorregamento para a estrutura TCC.

3.2. Diagramas TTT e Cinética de Reações no Estado Sólido

As principais propriedades mecânicas dos aços são: a dureza, a ductilidade, a tenacidade, a resistência à tração, a resistência à compressão, a resistência ao desgaste, a

resistência à corrosão, a usinabilidade e a soldabilidade, e dependem da microestrutura do material (CALLISTER, 2002).

O Tratamento Térmico é um conjunto de operações de aquecimento e resfriamento dos aços, sob condições controladas de temperatura, tempo, atmosfera e velocidades de trocas térmicas, que alteram as microestruturas iniciais dos materiais visando a melhoria de uma ou mais propriedades ou características. Em geral, a melhora de uma propriedade mediante tratamento térmico é conseguida em prejuízo de outras (CHIAVERINI, 1998).

O aquecimento é geralmente realizado a uma temperatura acima da crítica do diagrama Fe-C, representadas pelas linhas A_3 e A_1 (Figura 3.2), onde se obtém a completa austenitização do material ou dissolução dos carbonetos. Nesta fase, a velocidade de aquecimento e a temperatura final de aquecimento são fatores importantes, que dependerão das tensões residuais do material, da microestrutura inicial e das condições dos equipamentos utilizados para o tratamento. Dependendo do material, o aquecimento rápido pode causar empenamentos ou aparecimento de trincas e temperaturas de aquecimento elevadas tendem a aumentar o tamanho dos grãos da austenita (MENEZES, 2005).

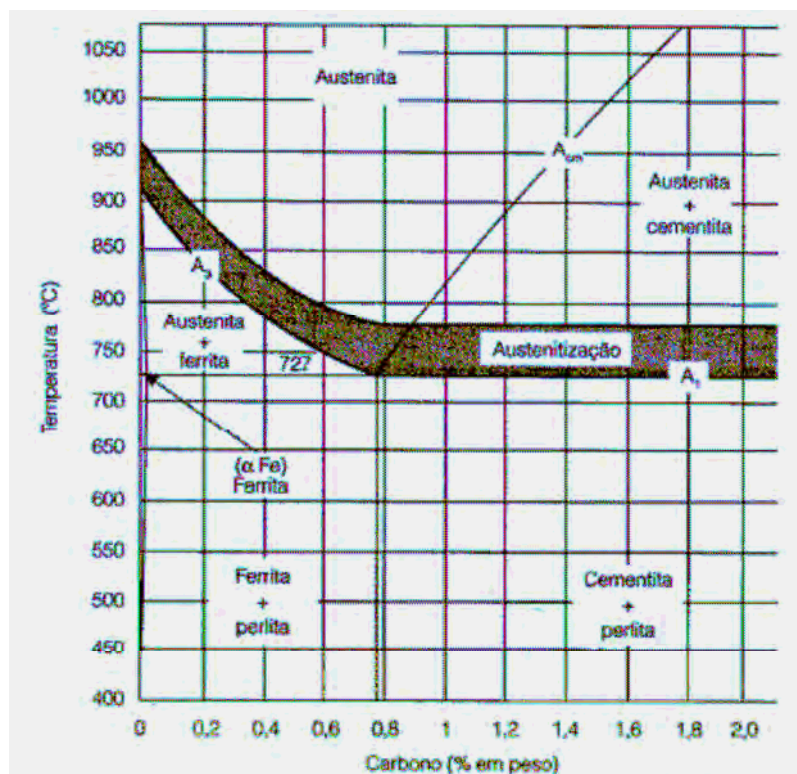


Figura 3.2. Ilustração do diagrama Fe-C e a faixa de temperatura indicada da austenitização para o recozimento (CALLISTER, 2002).

Da mesma forma que, quanto maior o tempo de permanência do material à temperatura de aquecimento, mais completa e uniforme será a dissolução dos carbonetos de ferro, e, entretanto maior o tamanho dos grãos resultantes e também a oxidação do material. Admite-se que uma temperatura mais elevada seja mais vantajosa que um tempo mais longo a uma temperatura inferior, devido a maior mobilidade atômica.

O resfriamento é um fator de grande importância durante os tratamentos térmicos devido à sua influência sobre as propriedades finais dos materiais. É preciso adequar a taxa de resfriamento para se obter a microestrutura e as propriedades desejadas à profundidade prevista, e evitar empenamentos ou trincas.

Os diagramas de resfriamento constituem uma importante ferramenta que descrevem a cinética das transformações de fases dos aços, relacionando as microestruturas obtidas em função das taxas de resfriamento (CALLISTER, 2002).

Em geral, a construção dos diagramas é feita verificando-se experimentalmente as transformações de fases que ocorrem nos materiais quando submetidos a ciclos de tratamentos térmicos com taxas de resfriamento variáveis. As curvas obtidas apresentam pontos de inflexões que correspondem às temperaturas onde se inicia e termina cada uma das transformações.

As curvas TTT (Temperatura, Tempo, Transformação) fornecem importantes informações de natureza prática da formação dos constituintes em um aço, tais como, o tempo necessário para o início e para o término da transformação, e são obtidas a partir de uma série de curvas de reações isométricas realizadas em diversas temperaturas.

As curvas do diagrama ilustrado abaixo, na Figura 3.3, mostram que as reações ocorrem mais rapidamente na região intermediária para cima e mais lentamente na região inferior, sendo que, entre de cerca de 550°C a 600°C, a austenita se transforma completamente em perlita. Abaixo destas temperaturas, entre cerca de 550°C a 210°C, forma-se bainita superior ou inferior. Finalmente, entre 210°C até 140°C aproximadamente, o produto da reação é a martensita (CALLISTER, 2002).

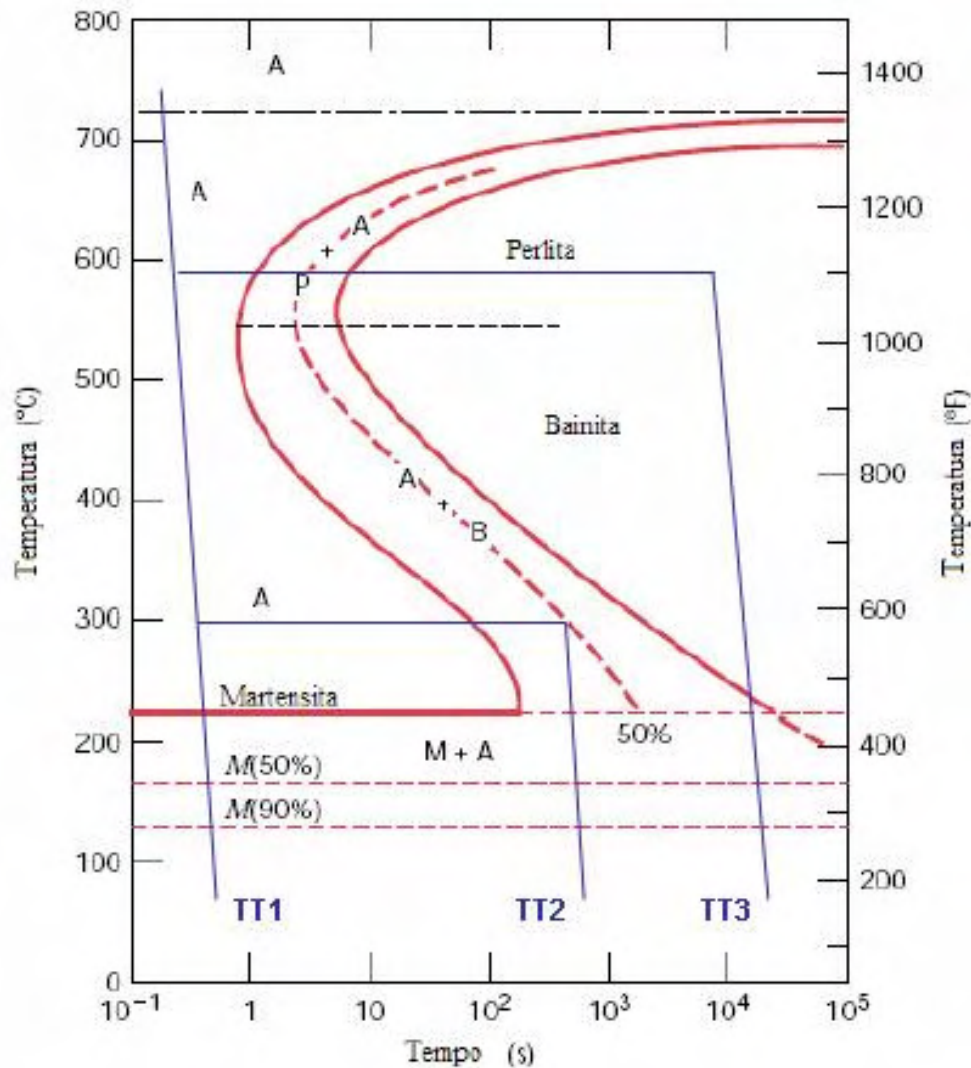


Figura 3.3. Ilustração do diagrama TTT de um aço-carbono eutetóide, onde:
A – austenita, P – perlita, B – bainita, M – martensita, TT – curvas de resfriamento
(CALLISTER, 2002).

Exemplificando o efeito dos tratamentos térmicos, onde o tempo e a temperatura são variados para se obter diferentes microestruturas, tem-se a descrição das rotas:

TT1: a amostra austenitizada é resfriada rapidamente até abaixo de 210°C aproximadamente e deixada por longo tempo. A brusca velocidade de resfriamento mantém a microestrutura austenítica até a linha Ms, que quando ultrapassada promove a transformação da martensita.

TT2: uma permanência isotérmica a aproximadamente 300°C por 500 segundos, produz uma microestrutura composta por 50% de bainita e 50% de austenita. Posteriormente, um resfriamento rápido até a temperatura ambiente resulta em uma microestrutura final de bainita e martensita.

TT3: mantendo-se a aproximadamente 600°C por 10⁴ segundos, a austenita transforma-se completamente em perlita fina. Esse constituinte é muito estável a esta temperatura por um tempo prolongado. Após um resfriamento brusco até a temperatura ambiente, encontra-se ainda perlita fina.

Segundo Chiaverini (1998), com aumento das taxas de resfriamento em aços de baixo carbono, a temperatura de início de transformação diminui progressivamente alcançando as linhas correspondentes à formação de produtos metaestáveis como a bainita e a martensita.

O intervalo crítico de taxas de resfriamento para a formação de cada um dos produtos de transformação depende da composição química do aço e do tamanho de grão da austenita de partida. Geralmente, o aumento do teor de elementos de liga e o aumento do tamanho de grão retardam o início das transformações (GEITTENS, 2001).

As maiorias das transformações no estado sólido não ocorrem de maneira instantânea, em função de obstáculos que impedem o curso das reações e as tornam dependentes do tempo. Uma vez que as reações envolvem a formação de pelo menos uma nova fase que possui uma composição química e/ou uma estrutura cristalina diferente daquela que a originou, são exigidos alguns rearranjos atômicos via difusão para que a transformação se processe. Além disso, a formação de uma nova fase consiste no aumento da energia associada à interação dos contornos de grãos originais e os gerados.

Conforme Callister (2002), a primeira etapa no processo de transformação de fases é a nucleação, que consiste na formação de partículas muito pequenas da nova fase que são, normalmente, originadas em sítios com imperfeições e contornos de grãos, onde os átomos possuem energia mais elevada e necessitam de menos energia adicional para romperem as ligações e formar novas estruturas. Posteriormente, ocorre a etapa do crescimento, onde os núcleos da nova fase aumentam de tamanho, reduzindo o volume da fase original.

As transformações de fases nos sólidos podem ser em grande parte dependente do fenômeno da difusão, assim como, numa precipitação de uma nova fase em uma solução sólida monofásica. Nesses sistemas, a energia de deformação é importante, pois a formação de uma nova fase em um sólido, normalmente, produz algum tipo de deformação.

A temperatura é uma das variáveis em um processo de tratamento térmico que tem profunda influência sobre a cinética de transformações, atuando como a energia adicional necessária para a ocorrência das reações. Segundo Van Vlack (1970), em uma temperatura de equilíbrio, essa energia livre não é suficientemente disponível, causando reações infinitamente mais lentas. Nos processos de resfriamento contínuo a natureza da transformação muda com a diminuição da temperatura e essa mudança é grande quando a velocidade de resfriamento é alta. Nestes casos, as microestruturas resultantes são mais difíceis de serem analisadas.

Além do controle da temperatura, pode-se também ajustar a velocidade das reações através do controle do tamanho dos grãos e através do retardamento da difusão. Um aço com grãos austeníticos de granulação fina se transforma mais rapidamente do que um aço de granulação mais grosseira, devido à maior área de contornos de grãos propícios para a nucleação. A adição de elementos de liga pode ser usada para retardar a reação da austenita para ferrita e cementita, através do deslocamento da curva TTT para a direita, em outras palavras, através da redução da velocidade de difusão dos átomos de carbono.

3.3. Austenitização e Crescimento de Grãos

A austenitização inicia-se, através de aquecimento contínuo, quando o material atinge a temperatura A_{C1} (chamada de temperatura de início da formação da austenita na curva TTT) e esse processo depende das microestruturas presentes antes do tratamento (CALLISTER, 2002).

A transformação é controlada por difusão e envolve os processos de nucleação e crescimento. O aumento da temperatura provoca uma elevação da força motriz termodinâmica para a transformação e a mobilidade atômica, aumentando continuamente a taxa de nucleação e crescimento. Segundo Brooks (1992), o intervalo para a formação da austenita decresce monotonicamente com o aumento da temperatura.

A austenitização de aços hipoeutetóides, com aquecimento contínuo e microestrutura inicial constituída de ferrita + perlita, pode ser dividido em duas etapas. A primeira delas ocorre à temperatura imediatamente acima de A_{C1} quando a perlita se dissocia. A transformação da perlita em austenita ocorre rapidamente, visto que, as

distâncias de difusão dos átomos de carbono são pequenas, da ordem do espaçamento lamelar. A segunda etapa é a transformação da ferrita em austenita. A taxa de crescimento da austenita na ferrita é mais lenta do que na perlita e é também controlada por difusão dos átomos de carbono.

Os grãos austeníticos nucleiam-se em diversos sítios preferenciais e crescem até que todos se encontram, transformando a microestrutura inicial completamente em austenita. Quando o material é mantido a temperaturas suficientemente altas por certo intervalo de tempo, os grãos começam a crescer, sendo que os maiores crescem à custa dos menores através do movimento dos contornos de grãos. A força motriz para esse crescimento é a redução da área de contorno de grão por unidade de volume no material (OLIVEIRA, 2007).

Durante a transformação da austenita para ferrita por um resfriamento contínuo de aços de muito baixo carbono ocorrem quatro paradas térmicas diferenciáveis entre si, sendo a primeira correspondente à ferrita equiaxial, a segunda à ferrita acicular de Widmanstätten ou ferrita bainítica, a terceira à martensita em ripas e a quarta à martensita lenticular (GOLDENSTEIN, 2002).

O tratamento isotérmico em temperaturas intermediárias é bem sucedido em um intervalo de tempo e temperatura, o suficiente para enriquecer em carbono a austenita durante as transformações, sem que ocorra a precipitação de carbonetos. Essa microestrutura de austenita rica em carbono é decorrente do fenômeno de reação incompleta, que ocorre em aços com elementos de liga que retardam a precipitação da cementita, tais como silício e alumínio.

A decomposição da austenita em temperaturas intercríticas é inicialmente rápida, formando um produto isento de carbonetos (bainita superior sem carbonetos ou ferrita pró-bainítica) e retorna como bainita propriamente dita após longos períodos de manutenção na temperatura de tratamento. Neste caso, a velocidade da reação é controlada pela difusão de carbono da bainita para a austenita, onde o enriquecimento em carbono da austenita seria responsável por produzir gradativamente o potencial termodinâmico e diminuir a energia livre necessários para retardar a reação (BROOKS, 1992).

A formação da austenita durante o recozimento intercrítico pode ser dividida em algumas etapas. Primeiro acontece a nucleação instantânea da austenita em colônias de perlita ou na interface dos carbonetos. Em seguida ocorre um rápido crescimento de grãos de austenita enquanto ocorre uma dissolução da perlita e dos carbonetos presentes. A próxima etapa é a transformação da ferrita em austenita de forma controlada através da taxa de difusão de carbono na austenita em altas temperaturas. Finalmente, ocorre um equilíbrio entre ferrita e austenita (OLIVEIRA, 2007).

Nesta fase do processo, o teor de carbono da austenita depende da temperatura de recozimento, sendo menor quanto maior for a temperatura e, conseqüentemente, maior será a formação de martensita. Além disso, a composição química é fundamental para a formação da austenita em quantidades significativas, sem que ocorra a transformação da austenita preexistente em ferrita (KRAUSS, 1990).

O aumento do tamanho do grão da austenita em um material policristalino, através do tratamento térmico de recozimento, é promovido por uma difusão atômica pelo contorno dos grãos adjacentes menores e termicamente menos estáveis, provocando o movimento do próprio contorno e resultando no crescimento do grão.

Segundo Callister (2002), o recozimento pleno para crescimento de grão constitui no aquecimento do aço acima da zona crítica, durante o tempo necessário para se ter a solução de carbono e dos elementos de liga no ferro gama, seguido de resfriamento lento até uma temperatura abaixo da A_1 . Para aços hipoeutetóides, a temperatura para o crescimento de grão recomendada é de, aproximadamente, 50°C acima do limite superior da zona crítica (A_{c3}), conforme indicada na Figura 3.2.

Os aços podem apresentar grãos austeníticos grosseiros ou finos. Aços ligados com elementos que possuem tendência de formar carbonetos e nitretos, tais como, Ti, Nb, Al e V, possuem microestrutura austenítica refinada. Brooks (1992) explica esse efeito devido à formação de partículas de segunda fase (precipitados), que bloqueiam o crescimento dos grãos, formando na região de contato entre a partícula e o contorno uma interface entre dois grãos de austenita.

Apesar disto, o tamanho do grão austenítico depende da taxa de aquecimento através da região entre A_{C1} e A_{C3} , da temperatura de austenitização e do tempo de encharque. Nestes mesmos aços contendo elementos de ligas, como Ti, Nb, Al e V, a

temperatura de austenitização tende a promover um coalescimento das partículas precipitadas, fazendo-as crescerem de tamanho e perderem a capacidade de inibir o crescimento dos grãos. Com um aumento da temperatura de austenitização, os precipitados são dissolvidos provocando um rápido crescimento dos grãos austeníticos (KRAUSS, 1990).

3.4. Influência dos Elementos de Ligas

Os elementos de ligas nos aços alteram o equilíbrio das fases ou constituintes presentes através da modificação da maneira e da velocidade com que estas fases se transformam. Para o diagrama ferro-carbono, em geral, os elementos de ligas podem ser classificados em estabilizadores da austenita ou estabilizadores da ferrita

Os estabilizadores da austenita aumentam a faixa de temperatura na qual ela é estável através da diminuição da sua temperatura de transformação para ferrita e do aumento da sua temperatura de transformação para ferrita gama. Segundo Silva e Mei (1988), os elementos de liga níquel, cobalto, manganês, nitrogênio e carbono pertencem a este grupo, sendo que, altas concentrações de Ni e Mn, eliminam totalmente a ferrita e formam somente austenita na temperatura ambiente.

Citam ainda que, alguns elementos de liga restringem a formação da austenita favorecendo a expansão do campo ferrítico. Fazem parte deste grupo silício, alumínio, berílio, boro, nióbio e fósforo, além dos fortes formadores de carbonetos, titânio, vanádio, molibdênio e cromo (SILVA E MEI, 1988).

Desta forma, os elementos de ligas dissolvidos a austenita podem atrasar a nucleação e o crescimento dos grãos das diversas fases. A formação de um filme fino de precipitados de nitretos, carbonetos e carbonitretos dificultam a nucleação da ferrita. E a segregação dos elementos de ligas no contorno dos grãos austeníticos, com ou sem a presença de carbono, diminui a atividade e a difusibilidade do carbono nesta região, dificultando a formação de núcleos de ferrita. O elemento de liga poderia também estabilizar o embrião de ferrita ou modificá-lo estruturalmente, reduzindo sua efetividade em nuclear grão de ferrita (CALLISTER, 2002).

Algumas hipóteses envolvendo a adição de elementos de ligas são usadas para explicar o atraso no crescimento da ferrita. De acordo com Silva e Mei (1988), os elementos estabilizadores da ferrita (Si, Cr e Mo) não sofrem partição entre a austenita e a ferrita, durante a formação da ferrita. Já os estabilizadores da austenita (Mn e Ni) apresentam partição na reação austenita-ferrita. Havendo partição, o crescimento da ferrita é controlado pela difusão dos elementos de liga, que é mais lento do que a difusão do carbono e, com isso, há um crescimento mais lento da ferrita.

A diferença entre a velocidade de partição de um soluto intersticial, como o carbono, e outro substitucional, como o manganês e o nióbio, pode ser estimada pela comparação de seus coeficientes de difusão no ferro. Por exemplo, a 1000°C, o coeficiente de difusão do carbono é 10.000 vezes maior do que o do nióbio (VAN VLACK, 1985).

Os elementos de ligas dissolvidos na austenita podem atrasar a nucleação e o crescimento da perlita pelos mesmos motivos comentados para a ferrita. Segundo Silva e Mei (1988), no aço 0,80%C, austenitizado a 900°C, praticamente não há atraso na formação da perlita devido à presença de nióbio. Isso porque, a esta temperatura, apenas 3% do nióbio contido é solubilizado. Aumentando-se a temperatura para 1350°C consegue-se solubilizar todo o nióbio neste aço, e o tempo para iniciar a transformação perlítica é aumentado em 10 vezes.

O atraso na formação da perlita e da ferrita aumenta a temperabilidade dos aços. Além disso, alguns elementos de liga podem aumentar a dureza da ferrita por solução sólida ou pela precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos finamente dispersos. E, segundo Callister (2002), isso promove, também, a elevação da dureza na perlita.

Nos aços resfriados continuamente, o aumento da taxa de resfriamento faz com que a perlita seja formada em temperaturas cada vez menores, provocando a redução do espaçamento interlamelar e aumento da fração volumétrica de perlita formada, com conseqüente aumento da dureza. Em aços resfriados lentamente e que dão origem à ferrita e carbonetos, os elementos de ligas podem ser classificados em duas categorias: elementos que se dissolvem apenas na fase ferrítica ou elementos que formam carbonetos estáveis e se dissolvem na fase ferrítica.

Na primeira categoria estão elementos como níquel, cobre, fósforo e silício, os quais apresentam uma solubilidade praticamente nula nos carbonetos. A maioria dos elementos de liga pertence à segunda categoria entre eles: manganês, cromo, molibdênio, vanádio, titânio, tungstênio e nióbio (CALLISTER, 2002).

Ao se adicionar elementos de liga formadores de carbonetos, ocorre uma partição destes entre a austenita e o carboneto formado. Com a elevação da temperatura, o carboneto formado vai se dissolvendo e fornecendo carbono e elementos de liga para a austenita. A uma temperatura limite de solubilidade, todo o carboneto será dissolvido, permanecendo o elemento de liga como uma solução sólida na austenita. Este efeito também ocorre para os nitretos e carbonitretos formados e a adição simultânea de diversos elementos de liga tende a modificar a condição de solubilidade dos solutos na austenita. Os efeitos causados pela presença de carbonetos precipitados são: atraso na recuperação e recristalização da austenita, impedimento do crescimento do grão austenítico e endurecimento da ferrita (CALLISTER, 2002).

A distribuição dos elementos nos aços dependerá de sua tendência inerente de participar de uma solução sólida ou de formar uma fase intermediária ou uma inclusão não-metálica. Os átomos de carbono, nitrogênio, oxigênio, hidrogênio e boro possuem raios atômicos pequenos em relação ao ferro e formam com este uma solução sólida intersticial, onde a solubilidade destes elementos é limitada pelas distorções que provocam na rede cristalina e pela afinidade química com o ferro.

Carbono e nitrogênio são elementos que apresentam as maiores solubilidades. A baixa solubilidade do oxigênio se deve à sua tendência de formar óxidos mais estáveis do que a solução sólida. O hidrogênio apresenta solubilidade muito baixa com o ferro e tem a tendência de permanecer na forma molecular (H_2). O boro é um elemento que possui raio atômico grande para se posicionar em um interstício e pequeno para ocupar uma posição substitucional. Sua solubilidade é baixa no ferro (MODESI, MARQUES, SANTOS, 2006).

Elementos metálicos como o cromo, níquel e manganês possuem raios atômicos próximos ao raio atômico do ferro e podem formar soluções sólidas substitucionais. A solubilidade destes elementos depende da estrutura cristalina do ferro, da temperatura e da presença de outros elementos, sendo que os elementos Cr e Si possuem grande

solubilidade no ferro α , enquanto que o Ni se dissolve bem no ferro γ (SILVA E MEI, 1998).

A presença de soluções sólidas e carbonetos tendem influenciar o comportamento do aço, melhorando a sua resistência mecânica e a abrasão. A figura 3.4 mostra o efeito endurecedor de alguns elementos na ferrita.

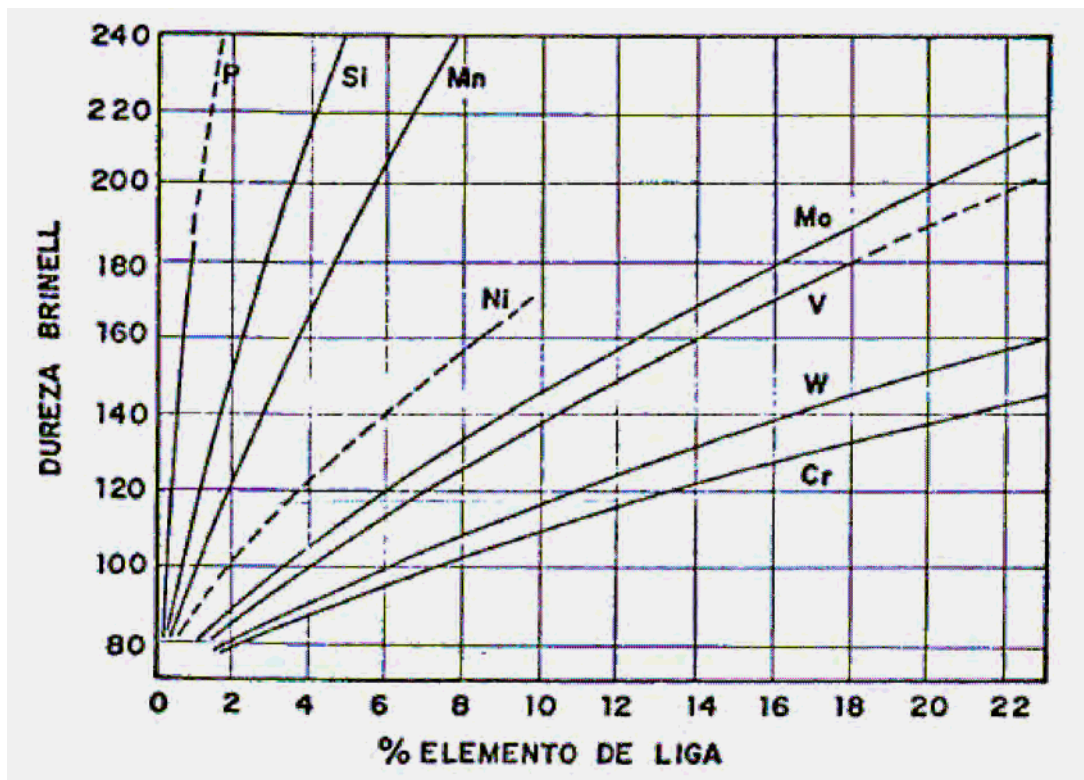


Figura 3.4. Figura esquemática mostrando o endurecimento de aços por precipitação sólida devido a vários elementos de liga na ferrita (MODESI, MARQUES E SANTOS, 2006).

3.5. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Os aços de alta resistência e baixa liga ou aços ARBL possuem alta resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade quando se comparados aos aços comuns. Apresentam uma elevada relação entre o limite de escoamento e o limite de resistência a tração sem perda significativa da ductilidade. As composições químicas, com a presença controlada de microligantes, e as condições de tratamentos térmicos proporcionam essas características apreciáveis através do refino dos grãos ferríticos, pela precipitação de carbonetos e pela presença de inclusões não-metálicas (HONEYCOMBE, 1981).

Os produtos da decomposição da austenita, incluindo ferritas, perlita, bainitas, martensita e austenita retida coexistentes, formam parte da microestrutura dos novos aços estruturais de baixa liga e alta resistência.

Na descrição da morfologia dos produtos de transformação por resfriamento contínuo da austenita para a ferrita proposta por Araki (1991) destacam-se ferrita alotromórfica, ferrita de Widmanstätten, ferrita poligonal equiaxial, ferrita quase-poligonal e ferrita acicular. Então, segundo Araki (1991):

- A ferrita alotromórfica nucleia-se nos antigos contornos de grãos da austenita e cresce relativamente rápido, preferencialmente ao longo destes contornos, mas engrossa mais devagar. Segundo Bhadeshia (1992), as partículas formadas em altas temperaturas crescem em direção ao centro dos grãos austeníticos, adquirindo formato equiaxial. Em temperaturas mais baixas, os cristais da ferrita alotromórfica podem desenvolver facetas em apenas um de seus lados, indicando diferentes taxas de crescimento.
- A ferrita poligonal equiaxial se forma com interfaces planas incoerentes, baixa densidade de discordâncias, sem relação de orientação com o grão de austenita sobre o qual está crescendo, nucleação difusional na forma alotromórfica e com partição local na interface. A temperatura de formação é geralmente tão alta (cerca de 1100K) que a microestrutura atinge um estado final totalmente recristalizado.
- A ferrita de Widmanstätten geralmente nucleia-se nos contornos dos alotromorfos da ferrita poligonal pré-nucleados nos contornos de grãos da austenita e cresce na forma de plaquetas ou ripas com interfaces planas semi-coerentes com baixa densidade de discordâncias. As plaquetas possuem alguma relação de orientação com os grãos da austenita e crescimento frontal sem partição com equilíbrio local na interface. Ocorrem a faixa de temperaturas próximas a 1000K.
- A ferrita quase-poligonal apresenta interface irregular, média densidade de discordâncias, sem relação de orientação com a austenita, nucleação alotromórfica, sem partição e equilíbrio local na interface, crescimento

semelhante ao de transformações massivas. Ocorrem a faixa de temperaturas próximas a 900K.

- A ferrita acicular cresce na forma de feixes de ripas com alta densidade de discordâncias e relação de orientação com a austenita. Estas estruturas aciculares normalmente se formam por nucleação e crescimento bainítico, ou seja, por difusão e cisalhamento. Ocorrem a faixa de temperaturas entre B_s e M_s .

Estudos recentes sobre a transformação da austenita por resfriamento contínuo, em aços com teores muito baixos de carbono, reportaram quatro paradas térmicas, sendo a primeira correspondendo à ferrita poligonal equiaxial, a segunda à ferrita de Widmanstatten e a ferrita acicular, a terceira correspondendo à martensita em ripas e a quarta correspondendo à martensita lenticular (GOLDENSTEIN, 2002).

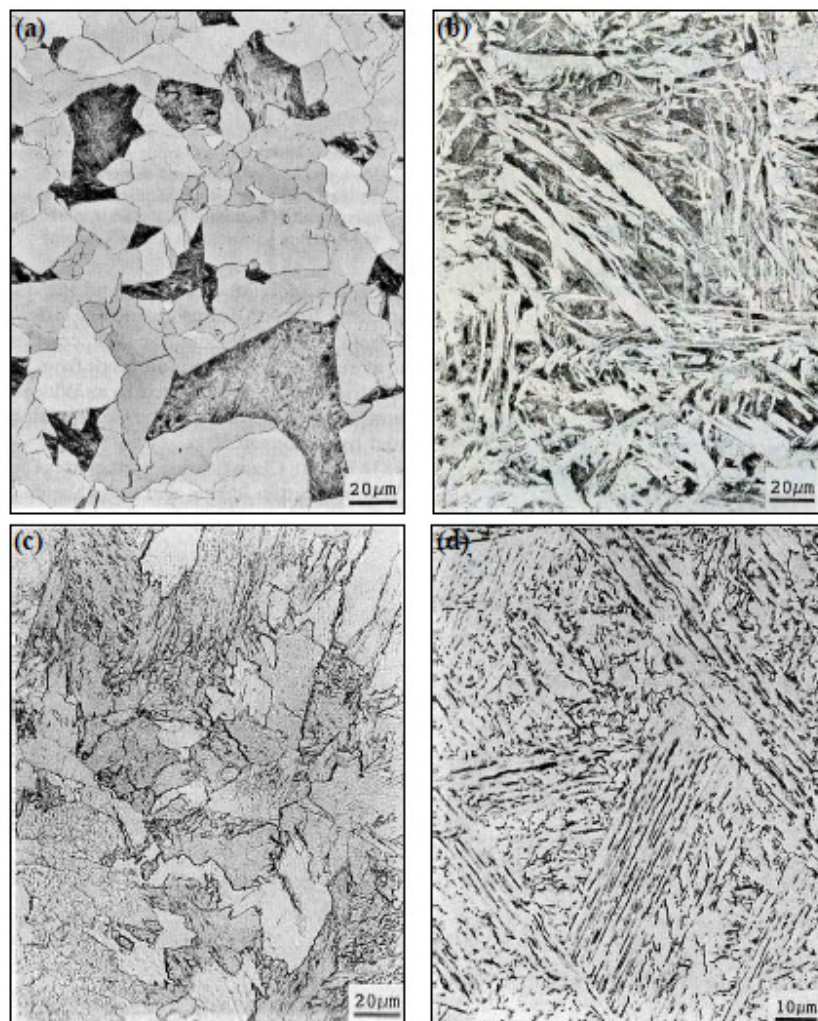


Figura 3.5. Morfologia dos produtos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ em aços ARBL, sendo: (a) Ferrita Poligonal, (b) Ferrite de Widmanstatten, (c) Ferrita quase Poligonal, (d) Ferrite Bainítica. (KRAUSS, 1995).

Na figura 3.5 (a) pode ser observada a ferrita poligonal correspondente a um aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 675°C por 500s. As regiões escuras correspondem a martensita formada na têmpera após tratamento isotérmico (FERRER, 2003).

Na figura 3.5 (b) observa-se a presença da ferrita de Widmanstätten formada durante a transformação isotérmica da austenita em um aço ARBL-80 tratado a 600°C por 100s. As regiões brancas correspondem à ferrita de Widmanstätten e as escuras à martensita formada durante a têmpera após o tratamento isotérmico (KRAUSS, 1995).

A figura 3.5 (c) mostra uma estrutura da ferrita quase poligonal em um aço ultra-baixo carbono, contendo 0,005% de C e 3% de Mn, também conhecida como ferrita massiva.

A figura 3.5 (d) mostra uma micrografia da ferrita bainítica formada em um aço ARBL-80 transformado isotermicamente a 500°C por 5000s. Os aspectos mais predominantes para esta estrutura são a presença de ilhas de austenita retidas, paralelas e alongadas dentro dos grãos da austenita anterior e a preservação dos contornos originais da austenita (FERRER, 2003).

3.6. Ferrita Acicular

3.6.1. Características Gerais

Em meados dos anos 70, com o desenvolvimento dos equipamentos e dos processos termomecânicos de laminação a quente e de resfriamento, buscou-se reduzir o percentual de carbono nos aços e manter as suas características de resistência, tenacidade e soldabilidade.

Após a identificação de que a microestrutura contendo ferrita acicular promove aos aços uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade, a relação entre a sua caracterização e a sua otimização com as inclusões de óxidos não-metálicos e o endurecimento do material após a soldagem e certas condições de resfriamento tem sido explorada.

Os mecanismos que controlam a transformação da austenita para ferrita acicular, geralmente, são idênticos aos mecanismos que controlam a formação da microestrutura

bainítica, salvo algumas diferenças: o local onde cada microconstituente se nucleia e a aparência da microestrutura.

Enquanto a microestrutura bainítica nucleia-se de forma organizada em uma série de placas paralelas com orientações cristalográficas idênticas a partir dos contornos de grãos da austenita (Figura 3.6), a ferrita acicular nucleia-se heterogeneamente e com aparência pontiaguda a partir de inclusões não-metálicas presentes no interior dos grãos da austenita (Figura 3.7).

A microestrutura da ferrita acicular não se nucleia em lâminas ou placas porque o seu desenvolvimento seria limitado entre os grãos de austenitas adjacentes. Essa característica promove à ferrita acicular maior habilidade de desviar a propagação de uma trinca, se comparada com a estrutura bainítica.

Desta forma, a ferrita acicular pode formar-se em qualquer solda e é possível maximizar a sua quantidade incrementando-se os sítios de nucleação intragranulares através da manutenção da taxa de resfriamento após a soldagem e endurecimento. Com isso, obtendo-se materiais com excelentes propriedades e de forma fundamental para a redução dos custos em diversas áreas de aplicação, como por exemplo, em tubulações na produção e transporte de petróleo e gás natural (BHADESHIA, 2001. BABU, 2004).

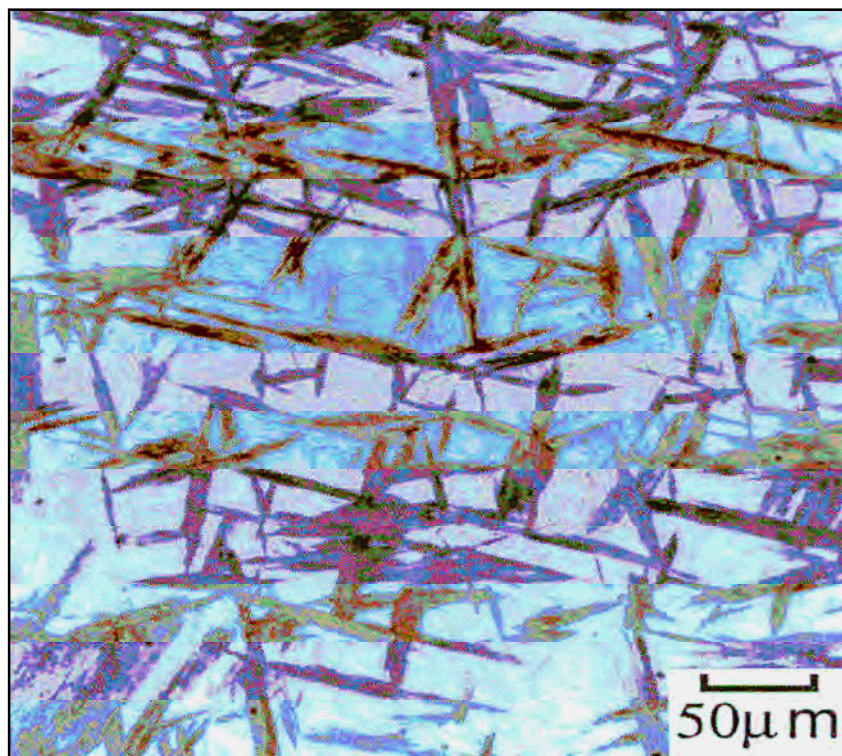


Figura 3.6. Placas de Bainita Inferior (parte escura) numa matriz de martensita (parte clara), observadas através de microscopia de transmissão eletrônica de uma liga Fe-0,3C-4Cr transformada a 395°C (BHADESHIA, 2001).

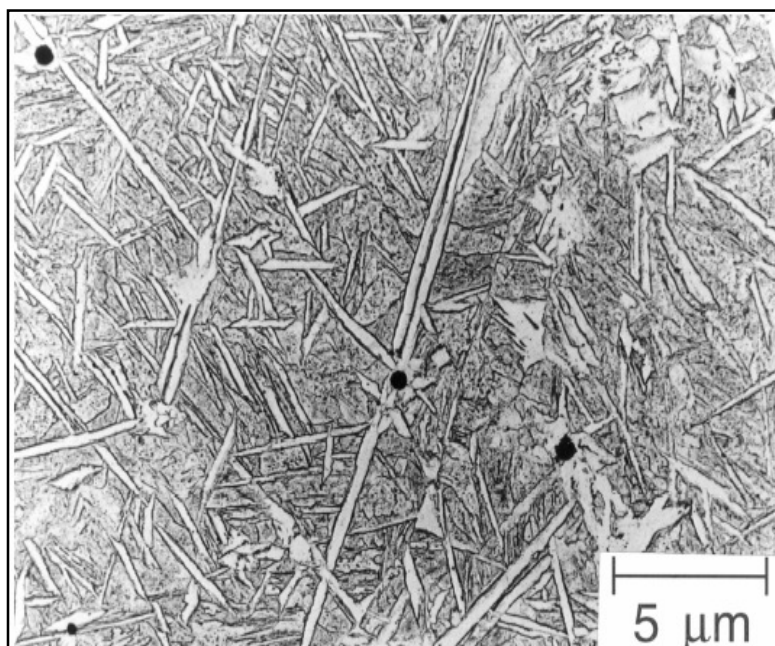


Figura 3.7. Ferritas aciculares nucleadas em pequenas inclusões não-metálicas e difundidas em muitas direções diferentes a partir destes sítios, observadas através de microscopia de transmissão eletrônica em uma deposição de solda em aço (BHADESHIA, 2001).

3.6.2. Mecanismos de Nucleação e Crescimento da Ferrita Acicular

Microestruturas de aços soldados são alteradas pela temperatura de fusão, pela dissolução dos gases e pelas reações de transformação no estado sólido. Babu (2004) descreve que, em elevadas temperaturas, da ordem de 1700°C a 2000°C, o metal no estado líquido dissolve o oxigênio presente e a continuidade da dissolução depende das propriedades termodinâmicas do metal fundido. Nestas temperaturas, o oxigênio dissolvido reage formando complexas inclusões de óxidos de tamanhos muito pequenos (Figura 3.8 - a).

Entre 1600°C a 1700 °C inicia-se a solidificação da ferrita δ (CCC), envolvendo estas inclusões de óxidos e dando origem aos primeiros grãos de austenita, conforme a Figura 3.8 - b. Nas temperaturas entre 800°C e 1600 °C ocorre o crescimento dos grãos da austenita (Figura 3.8 - c). Entre 300°C e 800 °C a austenita decompõem-se em ferritas de diferentes morfologias (Figura 3.8 – d/g). A decomposição da austenita em ferrita inicia-se com a formação de ferrita alotromórfica α com grãos de austenita ao redor (Figura 3.8 – d/e). Com a continuação do resfriamento, nucleia-se a ferrita de

Widmanstätten (α_w), rodeadas por grãos de austenita e ferritas alotromórficas, e estende-se até o interior dos grãos de austenita não-transformadas, conforme a Figura 3.8 - f. Em temperaturas baixas a ferrita acicular poderá nuclear-se a partir das inclusões presentes (Figura 3.8 - g). Havendo a presença de inclusões com alto potencial para iniciar a nucleação, a ferrita acicular se formará, ao invés da bainita, na região da austenita remanescente. Continuando o resfriamento e havendo ainda austenita, esta se transformará em martensita.

Conforme Babu (2004), esta seqüência de transformações de fases é importante quando se discute o mecanismo de formação da ferrita acicular porque cada uma das reações acima modifica a cinética de nucleação e crescimento da ferrita acicular.

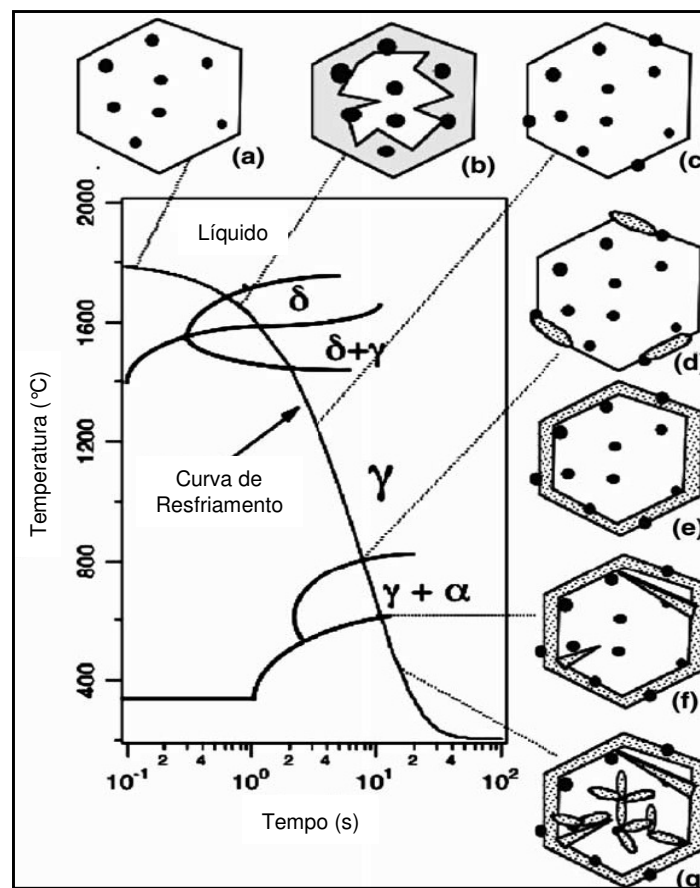


Figura 3.8. Ilustração esquemática da curva de resfriamento contínuo de um aço soldado mostrando as diferentes transformações de fases ocorridas durante a soldagem (BABU, 2004).

Na fotomicrografia (Figura 3.9), realizada por microscopia óptica, é representada a ferrita acicular coexistindo com a ferrita alotromórfica e a ferrita de Widmanstätten,

formando placas finas num arranjo lenticular, onde as placas primárias estão nucleadas nas inclusões e as placas secundárias estão nucleadas nas placas de ferritas pré-existentes.

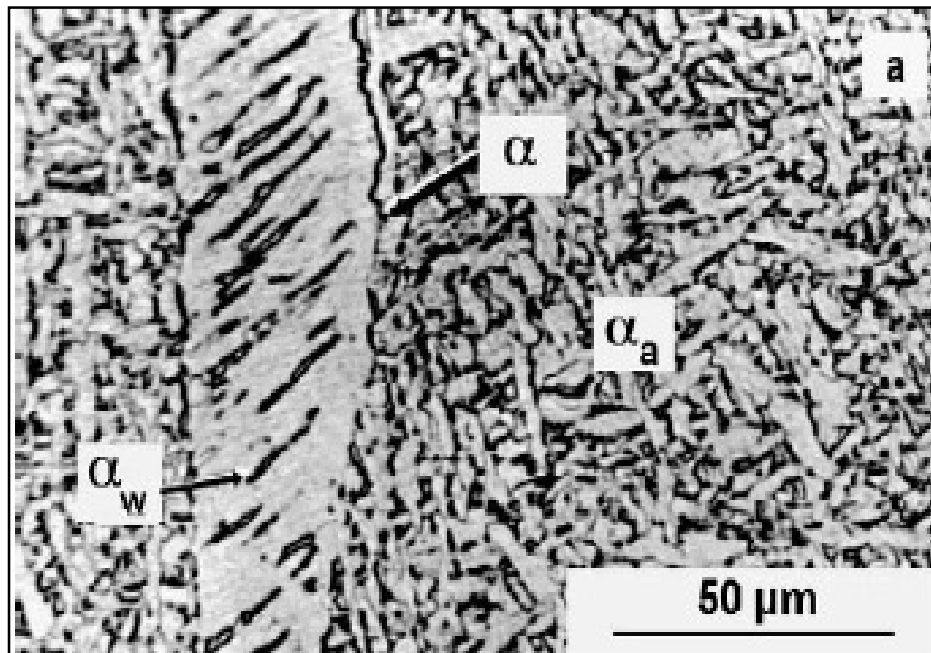


Figura 3.9. Microestrutura contendo ferrita acicular em solda de um aço de baixa liga (Fe-0,06C-0,51Si-1,11Mn-0,48Cr), com pequena adição de Al, Ti e O. A micrografia óptica mostra a superfície de grão (α) e a ferrita de Widmanstatten (α_w), coexistindo com a ferrita acicular (α_a) (BABU, 2004).

De acordo com Bhadeshia (2001), os modos que foram propostos para explicar o mecanismo de formação da ferrita acicular com a participação das inclusões presentes nos aços são: a existência de locais onde ocorrem variações na composição química da matriz, a formação de campos de tensão ao redor das inclusões devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica entre austenita e as inclusões, a melhoria no equilíbrio energético global, a redução da superfície de contato entre a austenita e as inclusões e ao aparecimento de uma superfície de baixa energia entre a ferrita e as inclusões com a existência de um bom emparelhamento cristalográfico entre eles.

As placas de ferrita acicular estão relacionadas cristalograficamente com os grãos de austenita e a sua microestrutura exhibe relevos em sua superfície, indicando a formação destas placas a partir da austenita. Análises elementares através das fases da ferrita acicular e da austenita revelaram a presença de elementos de liga não substitucionais (Si, Mn, Cr, etc) e indicaram, também, a presença de elementos de liga intersticiais (C) com partição entre a austenita e a ferrita.

A cinética de transformação da austenita para ferrita acicular exhibe um fenômeno de reação incompleta onde a reação se encerra quando a concentração de carbono na austenita atinge um valor crítico (condição T_0), quando a transformação por difusão é impossível termodinamicamente. Além disso, a morfologia da ferrita acicular pode ser modificada para uma orientação não-casual através da aplicação das tensões elásticas durante a transformação. Em baixas tensões, evidências de transformações induzidas plasticamente também podem ser observadas (BHADESHIA, 2001).

A energia de ativação para a nucleação encontrada é linearmente variável com a direção das forças químicas ou atrações químicas envolvidas. Este comportamento se contrasta com a teoria da nucleação clássica, onde a energia de ativação para a nucleação é inversamente proporcional à atração química das reações.

A dependência linear surge em função da idéia de que, durante o resfriamento da austenita, já pré-existam na microestrutura embriões que atuarão como núcleos de outras fases. Essa nucleação acontece, preferencialmente, onde os embriões começam a crescer rapidamente. A energia de ativação é, então, a barreira nas interfaces do movimento, decrescendo aproximadamente de forma linear à medida que a força de tração química se eleva (BABU E BHADESHIA, 1991).

A descrição exata do mecanismo de nucleação da ferrita acicular está longe de ser definido, embora seja certo que o início da nucleação ocorre heterogeneamente a partir de inclusões não metálicas presente nas estruturas dos aços.

A continuidade do mecanismo de nucleação requer a existência da interface entre os núcleos e a matriz e isso parece improvável para a interface inclusões/austenita. Entretanto, o deslocamento produzido de uma parcela de núcleos na matriz, adjacentes às inclusões, geram uma elevada expansão por diferencial térmico, proporcionando a condição necessária para uma forte dissociação de embriões.

Para se entender o mecanismo de formação da ferrita acicular é necessário entender porque elas se nucleiam nas inclusões. Quatro mecanismos principais estão à frente para poder explicar essa nucleação (Figura 3.10).

De acordo com Babu (2004) e Bhadeshia (2001), no primeiro mecanismo (Figura 3.10 - a), as inclusões atuam como uma superfície inerte com menor energia de ativação, onde as ferritas aciculares são promovidas. Cálculos mostram que a taxa da energia de

ativação necessária para a nucleação das inclusões numa situação homogênea reduz-se com o aumento do diâmetro das inclusões. Uma boa combinação entre as inclusões e a ferrita pode também reduzir a energia de ativação para a nucleação. Devido à força para a reprodução de orientações relacionadas entre austenita e ferrita, a probabilidade de se obter uma relação de orientação conveniente entre inclusões e ferrita e, também, entre ferrita e austenita pode ser dificultada (Figura 3.10 - b).

Inclusões podem reduzir elementos de liga da austenita, como o carbono, o manganês e o silício. Esta redução pode conduzir ou induzir a um incremento local da força de condução para a nucleação da ferrita acicular nas superfícies das inclusões, a partir da austenita (Figura 3.10 - c). Devido à diferença nos coeficientes de expansão térmica ($\Delta\epsilon$) da austenita e das inclusões, algumas tensões térmicas podem se desenvolver próximas às superfícies das inclusões da austenita, o que pode reduzir a energia de ativação para a formação dos núcleos de ferrita (Figura 3.10 - d).

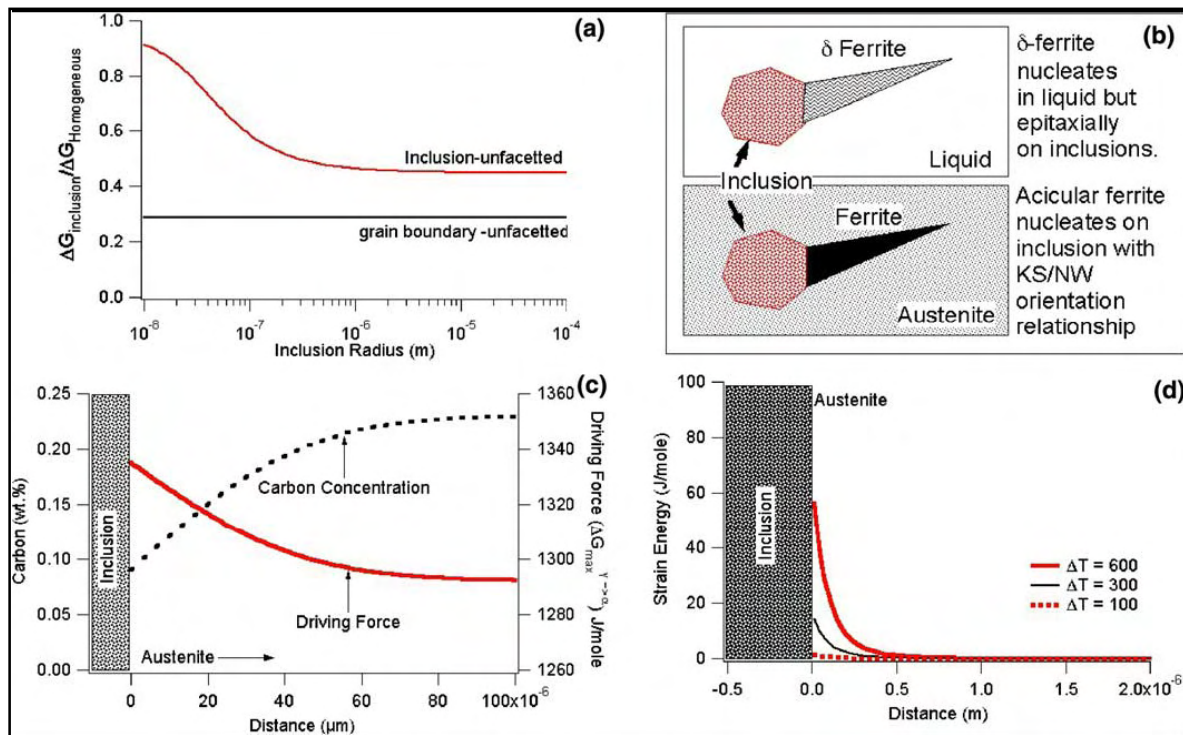


Figura 3.10. Ilustração esquemática dos diferentes mecanismos de nucleação da ferrita acicular nas inclusões. (a) superfície da inclusão atuando como potencial sítio para a nucleação (b) redução da energia interfacial entre inclusão-ferrita em comparação a energia interfacial entre inclusão-austenita (c) redução local de elementos de ligas, como C e Mn, aumentando o potencial de nucleação da ferrita acicular a partir da austenita (d) aumento da tensão próximo à inclusão, devido aos diferentes coeficientes de expansão térmico entre a austenita e as inclusões, reduzindo a energia de ativação necessária para a nucleação (BABU, 2004).

Ricks et al. (1982) usaram a teoria clássica da nucleação para descrever o potencial de nucleação nas inclusões (Figura 3.10 - a). Assumindo as inclusões com uma geometria esférica, a energia de ativação para a nucleação está ligada às forças de condução da transformação da austenita para a ferrita ($\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$), à energia interfacial entre a austenita e as inclusões ($\sigma_{\gamma/inc}$), a ferrita e as inclusões ($\sigma_{\alpha/inc}$) e a ferrita e a austenita ($\sigma_{\gamma/\alpha}$).

Por um longo tempo, era reconhecido que as inclusões não-metálicas deveriam ser completamente removidas dos aços durante o processo de fabricação na busca de aperfeiçoar as propriedades mecânicas do material. Entretanto, uma parte das inclusões dispersa na microestrutura dos aços poderiam servir de potenciais sítios para nucleação da ferrita intragranular durante a transformação da austenita.

O potencial de nucleação aumenta com o aumento do diâmetro das inclusões, em função da diminuição da energia de ativação. Algumas pesquisas realizadas por Babu (1991), Bhadeshia (2001), Blais (1999), Guo (2002) e Smith (1974) com diferentes tipos de inclusões avaliaram diversas interfaces com a ferrita e mostram que nem todas as inclusões promoverão sítios preferenciais para a nucleação.

Os óxidos de titânio (TiO , Ti_2O_3 , TiO_2) são agentes de alto potencial para a nucleação da ferrita acicular, enquanto que os óxidos de alumínio (Al_2O_3) não o são. O alumínio é mais oxidável do que o titânio, portanto tende a se formar primeiro na forma de óxidos, seguido pela formação dos óxidos de titânio que podem formar uma camada em torno dos óxidos de alumínio. Portanto, para a formação dos óxidos de titânio é necessário um excesso de oxigênio após a combinação dos óxidos de alumínio. A minimização do alumínio contido torna-se uma vantagem adicional para o total de oxigênio interagir para a formação dos óxidos de titânio. O nitreto de titânio (TiN) é também um nucleante efetivo, porém, é menos estável termodinamicamente em altas temperaturas se comparado aos óxidos. Desta forma, nunca os nitretos se precipitam primeiro do que os óxidos durante a fase líquida.

Além dos óxidos de titânio, a combinação de manganês e enxofre na forma de MnS atuam também como sítios de nucleação e estimulam a formação da ferrita acicular.

Recentemente, He e Edmonds (2002), especularam sobre a formação de compostos de $Fe-V$ podendo atuar como sítios de nucleação de ferrita acicular. Em outro trabalho, Furahara (2003) mostrou que a adição de V e N em um aço $C-Mn$ contendo

inclusões de MnS inicia a formação de ferritas intragranulares idiomórficas. Estas ferritas se formariam acima da temperatura de início da formação bainítica para esta liga, a aproximadamente 873 K. Furahara conclui que a redução da energia interfacial entre VC e V(CN) e a ferrita pode contribuir para um aumento na taxa de nucleação da ferrita intragranular. Conclui também que a tensão ao redor das inclusões pode promover a formação de ferrita acicular a uma baixa temperatura de transformação.

Antes mesmo deste trabalho, Guo et al. (2002) mostrou que a adição de vanádio poderia iniciar a precipitação de VC na presença de inclusões de MnS e que tais locais eram propícios para a nucleação de colônias de perlitas em um aço Fe-Mn-C hipereutetóide. Em adição, observou que não há preferência de orientação cristalográfica entre MnS e VC, como ocorre entre VC e a austenita. Baseado nestas observações, o autor conclui que a cinética de transformação é acelerada possivelmente pela redução de carbono na austenita, resultando a formação de precipitados de carbonetos. Sendo que, a nucleação de ferrita acicular no grupo de aços Fe-V durante o resfriamento de soldas, sugerido por He e Edmonds (2002), parece improvável devido os precipitados de VC e V(CN) serem muito pequenos.

Em resumo, a nucleação da ferrita acicular nas inclusões, durante a possível ocorrência de tensões térmicas e devido à redução local de carbono e manganês parecem ser os mecanismos mais plausíveis.

Porém, diversas inclusões não metálicas podem estar presentes nos aços comerciais comuns, formando microestruturas multifásicas complexas, o que dificulta a observação do fenômeno de nucleação da ferrita acicular e o controle da fase específica responsável pela nucleação. Os experimentos com aços contendo apenas um ou dois tipos de inclusões não-metálicas podem identificar o potencial de nucleação intragranular da ferrita acicular para cada caso em particular.

Essas incertezas na identificação metalográfica e na classificação das fases constituintes nos aços contendo ferrita acicular são reforçadas pelos fatos de que alguns aços contem menor percentual de carbono do que aços microligados convencionais e de estrutura Ferrita-Perlita e de que são formadas em baixas temperaturas durante o processo de resfriamento, região onde também podem ser formadas estruturas bainíticas, as ferritas quase-poligonais e as ferritas de Widmanstätten (Figura 3.11).

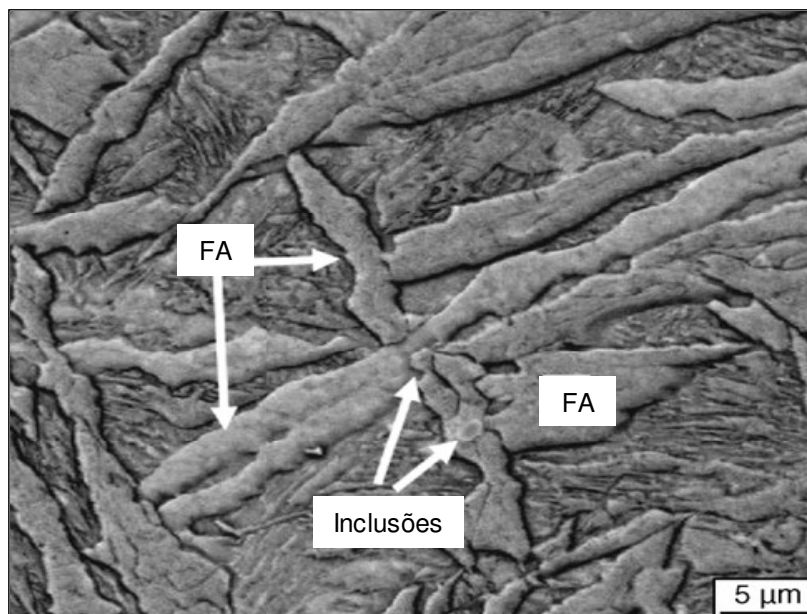


Figura 3.11. Ilustração dos mecanismos de nucleação da ferrita acicular nas inclusões (Bhadeshia, 2001)

O modelo desenvolvido por Ricks et al. (1982) é usado para explicar a transformação da ferrita acicular em soldas e em aços estruturais através do cálculo da redução da energia de ativação para a nucleação considerando-se os fenômenos: (i) aumento do diâmetro das inclusões, (ii) redução da energia interfacial em função da orientação e (iii) aumento da $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$, através da redução de elementos de liga substitucionais (inclusive o manganês) ou a redução local de carbono, próximos às inclusões.

Rees e Bhadeshia (1994) especularam sobre a possível existência de embriões de superfícies de discordâncias criadas próximas às inclusões gerando tensões térmicas, induzidas devido às diferenças na expansão térmica das inclusões e a austenita. Além do mais, isso é sugerido para o caso de inclusões grandes onde essa tensão não pode ser acomodada e que pode iniciar a geração de movimentos de discordâncias. Nesse mecanismo é importante notar que a construção desta tensão é proporcional ao coeficiente de expansão térmico ($\Delta \epsilon$) e ao grau de resfriamento (ΔT), abaixo da temperatura de transformação da austenita para a ferrita.

A pesquisa de Pan (2003) relata que o valor da energia da tensão térmica não pode ser muito maior do que a força de condução de transformação porque a deformação

plástica da austenita é dificultada pelas inclusões. Sendo que a deformação plástica favorece a nucleação da ferrita acicular devido ao deslocamento dos defeitos na estrutura.

A redução de elementos de liga próximos às interfaces inclusão-austenita aumenta força de condução para a transformação da austenita para a ferrita ($\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$), o que poderá gerar um aumento na taxa de nucleação. O trabalho de Gregg e Bhadeshia (1994) propõem que a descarbonetação da austenita na interface inclusões-austenita também promove a nucleação da ferrita acicular.

Resultados obtidos por Lee e Bhadeshia (2003), mostram que o crescimento da ferrita acicular em soldas é afetado pelas condições térmicas, mecânicas e químicas impostas durante o resfriamento da austenitas. Portanto, certas condições de resfriamento aliadas a composições químicas podem possibilitar a formação intragranular de ferritas de Widmanstatten acima da temperatura B_s , sendo que, estas ferritas serão mais grosseiras do que a ferrita acicular formada abaixo da temperatura de início da transformação da bainita.

Existem questões importantes a respeito desses mecanismos. Como pode estar presente uma descarbonetação durante repetidos ciclos térmicos? O potencial das inclusões diminui com os repetidos ciclos térmicos, entre as fases austenítica e perlítica? A ação das inclusões reduz o percentual de carbono durante o resfriamento e rejeita-o de volta à austenita durante um aquecimento a altas temperaturas?

Os detalhes sobre a interface inclusões/austenita são extremamente importantes para se prognosticar a temperatura de início de transformação da ferrita acicular e se determinar as rotas termodinâmicas experimentais para a nucleação da ferrita acicular.

3.6.3. Similaridades Entre Bainita e Ferrita Acicular

As duas microestruturas podem ser obtidas através de condições de transformações isotérmicas semelhantes, em alguns aços contendo inclusões. Porém, a bainita se forma quando o tamanho dos grãos da austenita é pequeno, porque a nucleação ocorre predominantemente nas fronteiras entre os grãos. Conseqüentemente, esse crescimento a partir do contorno de grão sobrecarrega o interior dos grãos da austenita e impede o desenvolvimento da ferrita acicular.

Quando o tamanho dos grãos da austenita é grande, a densidade de inclusões em seu interior torna-se relativamente maior do que os sítios de nucleação no contorno de grão, favorecendo a formação da ferrita acicular ao invés da bainita (Figura 3.12).

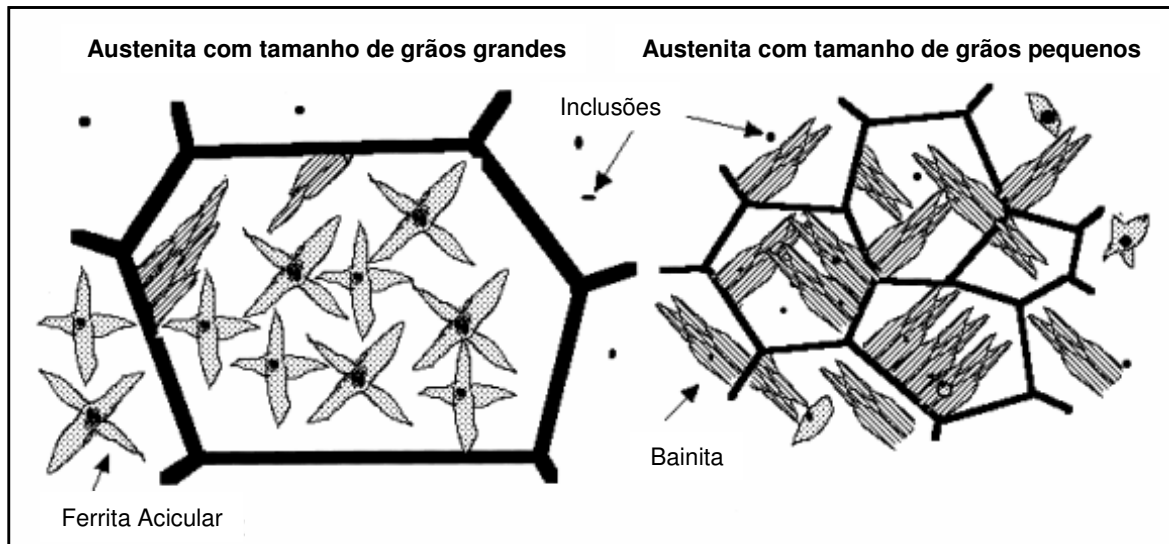


Figura 3.12. Efeito do tamanho dos grãos da austenita no desenvolvimento dos aços de microestrutura contendo ferrita acicular (Bhadeshia, 2001)

Essa teoria básica é explicada através de muitas observações feitas em aços soldados, onde o calor do processo de soldagem produziu um elevado gradiente de crescimento dos grãos da austenita ao redor da Zona Termicamente Afetada.

Observou-se ainda que, em aços soldados contendo inclusões apropriadas, a taxa de formação de ferrita acicular é elevada na região próxima à fronteira de fusão da solda, onde os tamanhos dos grãos da austenita são máximos. Na ausência de inclusões, a quantidade de ferrita acicular presente é sempre menor.

Outros experimentos comprovam que a remoção das inclusões, através de processos de soldagem a vácuo, transforma instantaneamente a microestrutura, originalmente contendo ferrita acicular, em bainita.

De forma geral, a similaridade entre a bainita e a ferrita acicular resume-se em:

- As duas reações terminam quando a concentração de carbono na austenita atinge valores elevados tornando impossível termodinamicamente o crescimento por difusão;
- A ferrita acicular se forma abaixo da temperatura de início da transformação bainítica;

- A eliminação das superfícies livres nos contornos dos grãos ou os pontos de nucleação da austenita devido ao aparecimento da ferrita alotromórfica durante a transição da bainita para a ferrita acicular;
- As transformações da ferrita acicular e da bainita causam discordâncias que são caracterizados com elevadas tensões, com conseqüente confinamento do crescimento destas estruturas em um simples grão de austenita, devido às diferenças nas orientações cristalográficas entre os grãos.

A ferrita acicular e a bainita possuem natureza semelhantes e é possível modificar a taxa de nucleação intragranulares para intergranulares na medida em que se aumentam os sítios de nucleação nos aços e soldas.

É possível favorecer a formação ferrita acicular a partir da bainita através de três caminhos, conforme a Figura 3.13:

(i) o primeiro método está relacionado com o aumento do tamanho de grãos da austenita, o que reduz a área de superfície entre os grãos γ - γ por unidade de volume. Os grãos grosseiros da austenita reduzem a cinética de transformação da bainita e favorecem a nucleação da ferrita em sítio intergranulares. Nestas condições, a microestrutura de ferrita acicular será predominante.

(ii) o segundo método está relacionado com a remoção da reatividade nas superfícies dos grãos da austenita, através da formação de finas ferritas alotromórficas. Conseqüentemente, as interfaces ferrita-austenita favorecem o desenvolvimento de lâminas de bainita, entretanto, isso poderá ser sufocado através do enriquecimento de carbono próximo a essas interfaces.

(iii) o terceiro método está relacionado com a presença de inclusões no interior dos grãos da austenita. Experimentos de Harrison e Farrar (1981) comprovam que, se não houver a presença de inclusões, não haverá ocorrência de formação de ferrita acicular. Além disso, se as inclusões forem ineficientes, a formação da bainita será favorecida. Isso foi recentemente observado em muitos casos através da variação na adição de titânio em metais soldados (Blais e Evans, 1999). Para teores baixos de Ti, as inclusões são predominantemente silicatos de manganês e são ineficientes nucleantes de ferrita acicular, sendo então que a microestrutura soldada encontrada será predominantemente bainítica. Entretanto, com a adição de Ti, as características das inclusões são modificadas

e a microestrutura torna-se predominantemente de ferrita acicular. Isso mostra a importância do desenvolvimento de metais consumíveis para soldagem e aços com elementos formadores de inclusões e estruturas inoculantes.

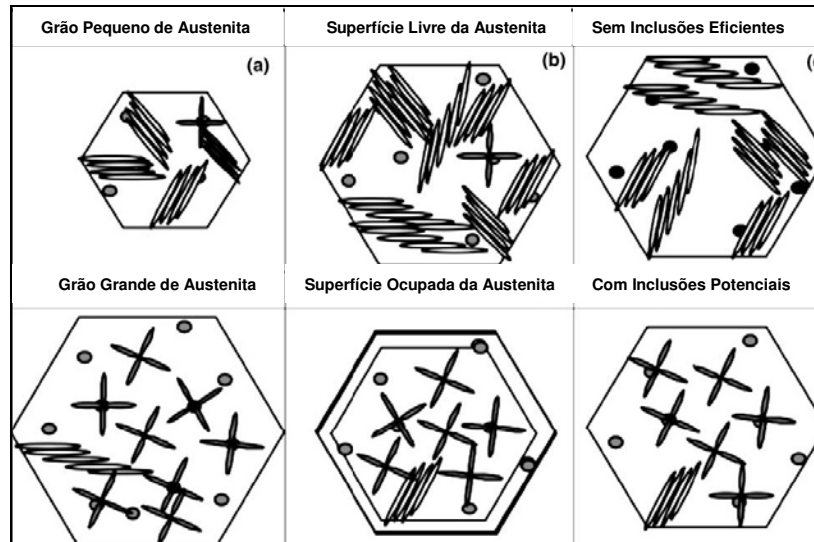


Figura 3.13. Ilustração dos diferentes mecanismos de obtenção de bainita e ferrita acicular, relacionando: (a) o tamanho de grão da austenita, (b) a superfície dos grãos da austenita e (c) a presença de inclusões com potencial para a nucleação de ferrita acicular (Bhadeshia, 2001).

É relatada a eliminação de potenciais sítios de nucleação da bainita nas superfícies dos grãos da austenita, através da segregação do boro (PENG E CHEN, 2001). Snieder e Kerr (1984) observaram microestruturas com mais de 90% de ferrita acicular através da adição de Ti e B, sem a presença de ferritas alotromórficas nos limites dos grãos da austenita. Essas pesquisas argumentam que o boro segrega-se nas fronteiras dos grãos da austenita e sufocam a nucleação da ferrita alotromórfica nesta região de interfaces e o titânio forma inclusões potenciais para a nucleação da ferrita acicular no interior dos grãos. Não foi registrada a presença de lamina de bainita originadas a partir das interfaces entre os grãos da austenita e, desta forma, sugerem também que o boro tende a retardar a nucleação da bainita.

Snieder e Kerr (1984) verificaram que, numa liga Fe-Mn-C inoculado com óxidos de Ti, a microestrutura de ferrita acicular pode ser promovida através do aumento de Mn entre 1,46% a 2,46%. Em elevados níveis de concentração de Mn, foram observados os aumentos da formação de ferrita acicular e não foi registrada a presença de ferritas alotromórficas e lamina de bainita, apesar da presença de interfaces de grãos de austenita

livres. Os trabalhos de Peng e Chen (2001) também sugerem que o Mn segrega-se nas interfaces dos grãos da austenita e reduz a força de condução da transformação da bainita na região.

Conclui-se que os mecanismos de transformação da ferrita acicular e da bainita são similares, exceto pela necessidade da presença de inclusões no interior dos grãos de austenita para potencializar a formação da ferrita acicular. Destaca-se ainda que, a ferrita acicular apresenta planos cristalográficos variantes que resultam em uma microestrutura caótica e com muitas direções dentro dos grãos de austenita. Desta forma, a microestrutura contendo ferrita acicular apresenta melhores resistências e tenacidades do que a microestrutura contendo bainita.

3.6.4. Propriedades Mecânicas e Aplicações dos Aços com Ferrita Acicular

Na moderna tecnologia em gasoduto, a escolha apropriada da microestrutura é um importante fator para melhorar ainda mais o comportamento da resistência e da tenacidade das tubulações de óleo e gás e atingir o sucesso econômico na produção e no transporte destes insumos.

A tendência de aumento na severidade das condições ambientais e operacionais em que as tubulações são expostas tem ampliado os requisitos necessários para os aços a serem utilizados nestas aplicações.

Aços com microestrutura de ferrita acicular são de grande interesse devido a sua ótima combinação de elevada resistência e boa tenacidade (INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA, 2008).

As pesquisas de Gregg e Bhadeshia (1997), Zhao e Yang (2002) e Hurley (2000), citam que a microestrutura de ferrita acicular é normalmente constituída de grãos finos devido às suas relativamente baixas temperaturas de transformação e que refinamentos de grãos fazem com que tubulações em aços com ferrita acicular e baixos níveis de carbono apresentem elevada resistência e sem o efeito da diminuição da tenacidade.

Uma das pesquisas de Zhao e Yang (2003), afirma que aços com microestrutura de ferrita acicular são melhores candidatos para a aplicação em tubulações de óleo e gás, se comparados a aços com microestrutura de ferrita ultrafina. Os resultados obtidos nesta pesquisa mostram que o aço com ferrita acicular obteve melhor combinação de

resistência, alongamento e redução de área. Embora apresente maiores tamanhos de grãos, os principais motivos para a superioridade das propriedades mecânicas do material com ferrita acicular, são as suas características microestruturais, que apresentam carbonitretos precipitados dispersos e alta densidade de finas lâminas emaranhadas e desorganizadas no interior dos grãos de ferrita.

O trabalho de Coldren e Mihelich (1977) também cita a aplicação de aços de alta resistência e baixa liga com microestrutura contendo ferrita acicular em tubulações de grandes diâmetros para o transporte de óleo e gás em condições severas de baixas temperaturas em países como Rússia e Canadá. Destacam como principais vantagens dos aços com ferrita acicular para com os aços convencionais de ferrita e perlita, a boa tenacidade em baixas temperaturas de trabalho, a excelente soldabilidade devido ao baixo teor de carbono e elementos de ligas e o acréscimo substancial da dureza durante a fabricação.

Segundo Coldren e Mihelich (1977), para aços de alta resistência e baixa liga, o molibdênio e o manganês promovem a formação da ferrita acicular, pois atuam como inibidores na formação da ferrita poligonal e da perlita. Além disso, o molibdênio e manganês reduzem a taxa de precipitados de Nb (C, N) na austenita e aumenta a quantidade de nióbio remanescente na solução, que podem se precipitar na ferrita e resultar em um maior número de sítios nucleadores para a ferrita acicular.

O nióbio também contribui para a formação da ferrita acicular, pois atua na supressão da nucleação da ferrita poligonal, forma precipitados do tipo Nb-C-N durante o resfriamento e refina a estrutura austenítica ao inibir a recristalização e o crescimento dos grãos.

O vanádio, o nitrogênio e o silício não são recomendados por Coldren e Mihelich (1977), por promoverem a formação da ferrita poligonal e por aumentarem a precipitação do Nb(C, N) na austenita devido à redução da sua solubilidade. Desta forma, a adição de vanádio, de nitrogênio e de silício nos aços ARBL diminui a possibilidade de formação da microestrutura com ferrita acicular e reduzem a resistência mecânica e a tenacidade deste material.

A temperatura de austenitização tem um grande efeito nas propriedades mecânicas devido à sua influência na determinação dos tamanhos de grãos da austenita e na

quantidade de manganês e nióbio dissolvidos na solução sólida. De acordo com Smith, Coldren e Cryderman (1971), as propriedades do aço ARBL com baixo teor de nióbio são independentes da temperatura de austenitização desde que ela esteja abaixo de 1150°C. Após a austenitização entre 1120°C e 1175°C, a resistência passa a cair devido à incompleta solubilização do nióbio e há um acréscimo considerável na tenacidade. Desta forma, as propriedades de um aço de microestrutura de ferrita acicular e com altos teores de manganês e nióbio dependem fortemente das temperaturas de austenitização e do controle das condições de resfriamento para adequada precipitação das inclusões.

Nos últimos 10 anos, mais de cem mil toneladas de aços contendo microestrutura de ferrita acicular, obtidas através da formação de inclusões não-metálicas na forma de diversos óxidos, são utilizadas em tubulações de petróleo e gás natural, e em estruturas metálicas construídas em atmosferas hostis (Bhadeshia, 2001).

Esses materiais têm sido destinados para regiões árticas, mantendo suas propriedades mecânicas de resistência e tenacidade, mesmo em temperaturas abaixo de 80°C negativos. Em alguns casos, esses aços amenizam os efeitos das altas temperaturas nos processos de soldagem típicos da construção de navios, visto que, o crescimento dos grãos da austenita e a presença dos óxidos e nitretos na região termicamente afetada durante o processo de soldagem estimulam a formação da ferrita acicular.

É importante salientar que a quantidade de óxidos e nitretos contidos nos aços deve ser o mínimo suficiente para a obtenção de ferrita acicular, porque o excesso contribuirá como pontos iniciais de trincas.

Aços forjados contêm alta concentração de carbono e não são suscetíveis à soldagem. Nitretos de titânio podem ser usados para produzir microestruturas com ferrita acicular ao invés das microestruturas combinadas de ferrita e perlita normalmente obtidas. Alguns desses materiais tratados termicamente mantêm a quantidade de perlita e o mínimo de ferrita alotromórfica. O rápido resfriamento transforma grande quantidade da austenita em ferrita acicular, se houver a presença dos óxidos ou dos nitretos de titânio em abundância. Dessa forma, pode ser obtida apreciável melhoria na tenacidade do material, mas não um aumento significativo da resistência.

De forma geral, os produtores utilizam titânio, alumínio e cálcio para desoxidar os aços até valores adequados para cada aplicação, além de manter uma concentração mínima de enxofre e, desta forma, incrementar a tenacidade dos materiais.

Aplicações estruturais dos aços com microestrutura de ferrita acicular envolvem carregamentos cíclicos. Nestes casos, o comportamento em fadiga desses materiais se revela importante. De forma geral nos aços ARBL, os aços contendo ferrita acicular apresentam propriedades em fadiga equivalentes ou superiores aos aços comuns de baixo teor de carbono e maior resistência à fadiga com entalhe, se comparados com estes mesmos materiais (MENEZES, 2005).

4. Procedimento Experimental

4.1. Material

O material utilizado neste trabalho foi um aço com baixo teor de carbono e com baixos teores de elementos de ligas, conforme a composição química representada na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química do material utilizado no trabalho

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MATERIAL (%)												
C	S	Mn	P	S	Al	Cu	Nb	V	Ti	Cr	Ni	Mo
0,14	0,23	1,41	0,013	0,002	0,032	0,01	0,003	0,033	0,014	0,24	0,02	0,002

O material foi utilizado na condição como recebido da indústria, constituído de duas chapas soldadas por arco submerso e com as propriedades mecânicas conforme a Tabela 4.2:

Tabela 4.2. Propriedades mecânicas do material utilizado no trabalho

PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO UTILIZADO		
LE (MPa)	LR (MPa)	AL (MPa)
595	873	20

4.2. Corpos-de-Prova

Do material utilizado foram confeccionados 80 corpos-de-prova, de acordo com a Norma ASTM E8M para ensaios de tração de materiais metálicos, conforme a Figura 4.1.

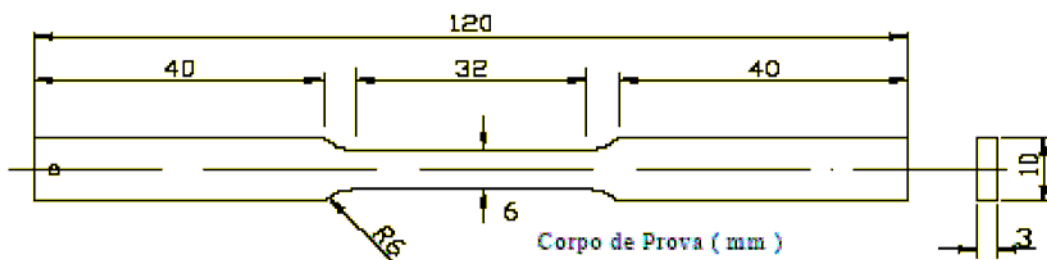


Figura 4.1. Representação dos corpos de prova para ensaio de tração, conforme a norma ASTM E8M

Os corpos-de-prova foram retirados no sentido perpendicular à solda, sendo 40 corpos-de-prova do metal base e 40 corpos-de-prova da junta soldada. Os CDP's foram usinados no Laboratório de Usinagem de Precisão e de Comando Numérico Computacional do Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG/UNESP.

4.3. Tratamento Térmico

4.3.1. Crescimento de Grãos

Durante esse tratamento térmico, foi observada a combinação entre os fatores de grande influência na mudança da microestrutura do material: temperatura de aquecimento, tempo de permanência à temperatura de aquecimento e resfriamento.

Para a formação de austenita com grãos grandes, o recozimento foi realizado em forno a vácuo com aquecimento até 1250°C. Os corpos-de-prova foram mantidos nesta temperatura por 2 horas e, em seguida, foram resfriados dentro do forno até a temperatura ambiente. O tratamento foi realizado no laboratório da IEAv/DCTA.

4.3.2. Tratamento para Transformação Isotérmica

Foram utilizadas as fórmulas empíricas de Andrews (ANDREWS, 1965) para a estimativa da temperatura mínima de austenitização (A_{c3}), o início de intervalo de transformação ou temperatura eutetóide (A_{c1}) e as temperaturas isotérmicas de início de transformação bainítica (B_s) e martensítica (M_s), conforme abaixo:

$$(A_{c1}) = 723 - 10,7Mn - 16,9Ni + 29,1Si + 16,9Cr + 290As + 6,38W \quad (\text{Equação 5.1})$$

$$(A_{c3}) = 910 - 203\sqrt{C} - 15,2Ni + 44,7Si + 104V + 31,5Mo + 13,1W - (30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 120As - 400Ti) \quad (\text{Equação 5.2})$$

$$(B_s) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo \quad (\text{Equação 5.3})$$

$$(M_s) = 539 - 453C - 30,4Mn - 17,7Ni - 12,1Cr \quad (\text{Equação 5.4})$$

De acordo com a composição química do material, conforme a Tabela 4.1, foram obtidos os seguintes resultados:

$$(Ac_1) = 718,32^{\circ}\text{C}$$

$$(Ac_3) = 829,78^{\circ}\text{C}$$

$$(Bs) = 647,82^{\circ}\text{C}$$

$$(Ms) = 429,56^{\circ}\text{C}$$

Com a estimativa das temperaturas, foram estabelecidas a temperatura de austenitização de 950°C e a temperatura de transformação isotérmica da ferrita acicular de 480°C e 440°C .

Para a autenitização, 64 corpos-de-prova foram mantidos a temperatura de 950° por 15 minutos. O resfriamento rápido a partir da temperatura de austenitização até a temperatura de transformação isotérmica da ferrita acicular foi realizado com a imersão de 32 corpos-de-prova por 1 segundo em água e, posteriormente, com ar forçado por 40 segundos até a temperatura de 480°C , aproximadamente. A partir desta condição, os 32 corpos-de-prova foram colocados ao forno a 480°C (condição 1) e mantidos por tempos variáveis de 300, 600, 1800 e 3600 segundos, conforme descrito na Tabela 4.3. Após estes períodos, os corpos de prova foram retirados e resfriados com ar forçado até a temperatura ambiente. Para outros 32 corpos-de-prova foi repetida a mesma rota de tratamento térmico, porém com a temperatura de transformação da ferrita acicular e forno a 440°C (condição 2). O tratamento térmico é ilustrado na Figura 4.2.

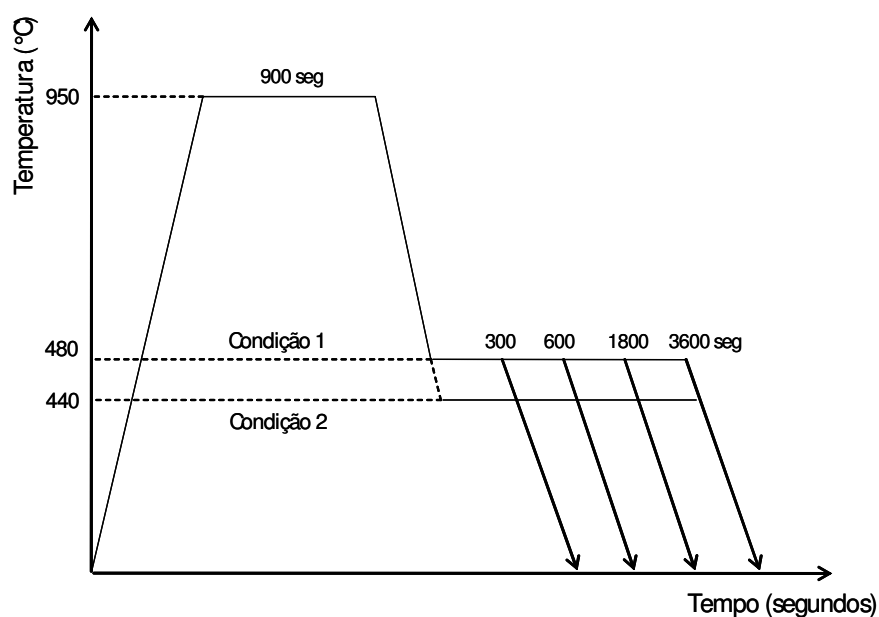


Figura 4.2. Representação esquemática dos ciclos de tratamentos térmicos realizados

Desta forma, as condições de tratamentos térmicos realizados são mostradas na Tabela 4.3:

Tabela 4.3. Condições dos tratamentos térmicos realizados em cada corpo-de-prova

Corpos de Prova	Temperatura de Recozimento (°C)	Tempo de Recozimento (segundos)	Temperatura de Austenitização (°C)	Tempo de Austenitização (segundos)	Tipo de Resfriamento até a temperatura isotérmica	Temperatura Isotérmica (°C)	Tempo de Permanência na Temperatura Isotérmica (segundos)	Tipo de Resfriamento até a Temperatura Ambiente
1 ao 4 5 ao 8 9 ao 12 13 ao 16	1250	7200	950	900	1 segundo em água e, posteriormente, 40 segundo com ar forçado	480	300 600 1800 3600	Ar forçado
17 ao 20 21 ao 24 24 ao 28 29 ao 32	1250	7200	950	900	1 segundo em água e, posteriormente, 40 segundo com ar forçado	440	300 600 1800 3600	Ar forçado
33 ao 36	1250	7200	-	-	-	-	-	-
37 ao 40 41 ao 44 45 ao 48 49 ao 52	1250	7200	950	900	1 segundo em água e, posteriormente, 40 segundo com ar forçado	480	300 600 1800 3600	Ar forçado
53 ao 56 57 ao 60 61 ao 64 65 ao 68	1250	7200	950	900	1 segundo em água e, posteriormente, 40 segundo com ar forçado	440	300 600 1800 3600	Ar forçado
69 ao 72	1250	7200	-	-	-	-	-	-
73 ao 76	sem tratamento (como fornecido)							
77 ao 80	sem tratamento (como fornecido)							
Os corpos-de-prova 1 ao 36 e 73 ao 76 foram retirados da junta soldada do material utilizado								
Os corpos-de-prova 37 ao 72 e 77 ao 80 foram retirados do metal base do material utilizado								

4.4. Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M, no Laboratório de Ensaios Mecânicos no Departamento e Tecnologia da Faculdade de Engenharia – Campus de Guaratinguetá - o equipamento utilizado foi uma máquina de tração AUTOGRAPH–SHIMADZU–AG-X, eletro-mecânica, equipada com uma célula de carga para 20 KN. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi de 1,0 mm/min.

No ensaio de tração foram avaliados os seguintes parâmetros:

- Limite de escoamento, determinado pelo método offset a 0,2% em função das curvas tensão-deformação apresentarem escoamento contínuo;
- Limite de resistência à tração, calculada através do carregamento máximo aplicado durante o ensaio, dividido pela área inicial da seção transversal do corpo-de-prova;
- Alongamento, calculado através da variação percentual no comprimento da região útil do corpo-de-prova, antes e após o rompimento.

4.5. Caracterização Microestrutural

4.5.1. Preparação das Amostras

As amostras para análise metalográfica foram extraídas dos corpos-de-prova de tração para cada uma das condições de tratamento térmico realizada, e seguiram as etapas convencionais de preparação de seccionamento, embutimento, lixamento e polimento.

Na etapa do seccionamento, as amostras foram cortadas a partir das extremidades dos corpos-de-prova utilizados nos tratamentos térmicos, através de uma máquina seccionadora convencional modelo MESOTOM fabricada pela PANAMBRA Industrial e Técnicas SA, utilizando-se de um disco de corte abrasivo metálico para materiais extraduros. As amostras foram submetidas a um embutimento à quente através do equipamento TEMPOPRESS – STRUERS, utilizando-se de baquelite da AROTEC Indústria e Comércio.

No processo de lixamento foram utilizadas lixas d'água com granulometrias de 100, 220, 320, 400, 600, 1000, 1500 e 2000 mesh, sucessivamente para o acabamento das superfícies das amostras. Posteriormente, observado que as superfícies estavam isentas de riscos gerados pelo processo de lixamento, executou-se o processo de polimento, realizado através do equipamento POLITRIZ AP10 PANAMBRA, em rotação de 1000 RPM, com pano para polimento OP-NAP, de fabricação da STRUERS, e uma mistura de água destilada e suspensão de sílica coloidal para materiais ferrosos do tipo OP-U Suspension, de fabricação da STRUERS. Nestas etapas, a limpeza das amostras foi feita com água destilada e secagem com jato de ar frio.

4.5.2. Ataque Químico

Foi efetuado um ataque químico com o reagente Nital, descrito a seguir, para determinar as fases presentes nas amostras.

- Nital 2% (2ml de HNO_3 e 98ml de Álcool Etílico)

O Nital é um reagente químico utilizado para a revelação de microestruturas em aços, que evidencia os contornos dos grãos de ferrita e produz bom contraste da bainita e da martensita (escurece estas fases).

As amostras foram expostas pelo reagente por 10 segundos, aproximadamente. Posteriormente, para interromper a ação do ataque químico, as amostras foram lavadas em água corrente, lavadas em álcool etílico e secadas com auxílio de um secador de ar frio.

4.5.3. Obtenção das Imagens Metalográficas

A obtenção das imagens foi realizada no Laboratório de Análise de Imagens de Materiais (LAIMAT) do Departamento de Materiais e Tecnologia – FEG/UNESP, com a utilização do microscópio EPIPHOT 1000 e aumentos de 200x e 500x.

Foram obtidos 20 campos para as variadas regiões de uma mesma amostra, conforme a norma ASTM E1382 (ASTM – *American Society for Testing and Materials*). As imagens foram capturadas de forma aleatória ao longo da superfície das amostras, eventualmente, evitando-se as regiões que apresentassem alguma imperfeição de polimento e as regiões próximas às bordas.

5. Resultados e Discussões

5.1. Caracterização Microestrutural

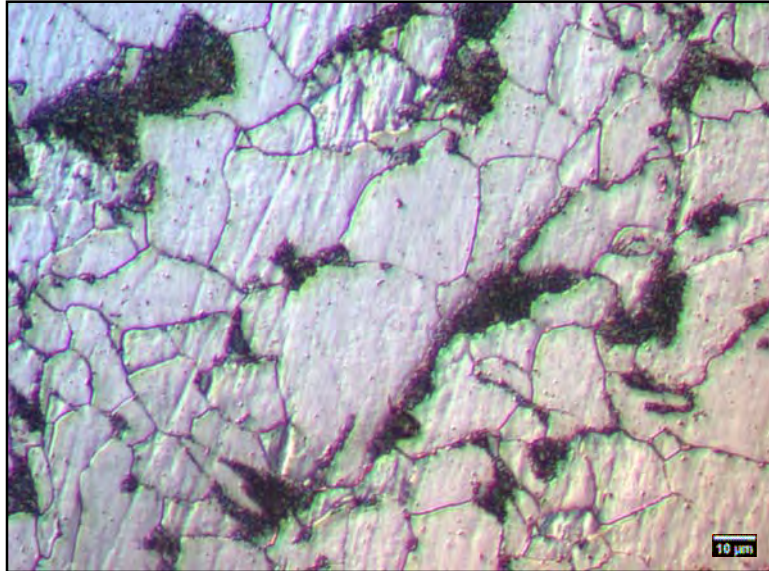


Figura 5.1. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base, sem tratamento térmico, após o ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

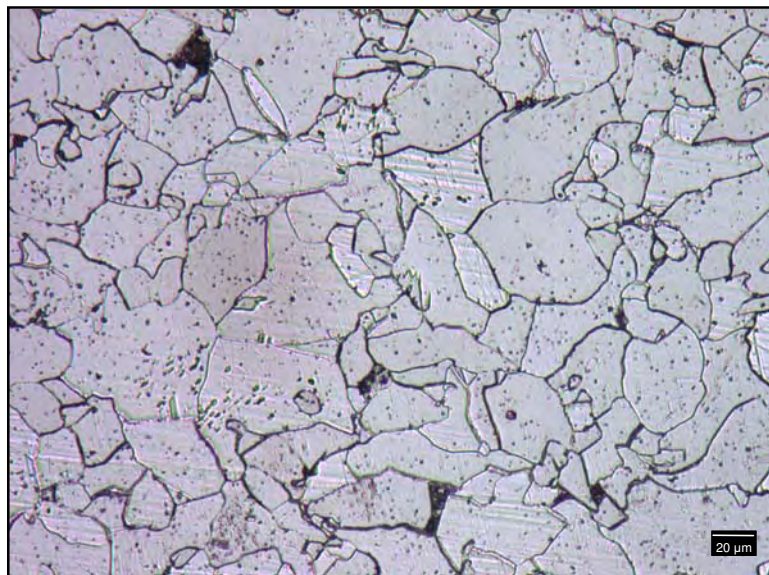


Figura 5.2. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: recozimento a 1250°C e 7200s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 200x.

As figuras 5.1 e 5.2 mostram, respectivamente, as fotomicrografias do metal base conforme fornecido e após o tratamento de recozimento a 1250°C e tempo de

permanência de 7200s. Após o ataque com Nital 2% e ampliação de 500x, a fotomicrografia do metal base (Figura 5.1) apresenta uma microestrutura equiaxial constituindo-se de perlita (parte escura) e ferrita poligonal (parte clara). Após o tratamento de recozimento e ampliação de 200x (Figura 5.2), nota-se um significativo crescimento dos grãos de ferrita, conforme esperado.

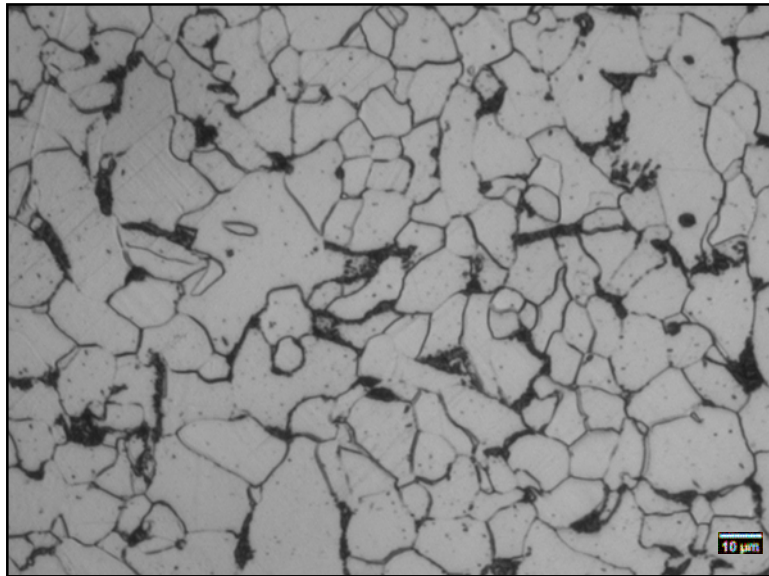


Figura 5.3. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 300s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

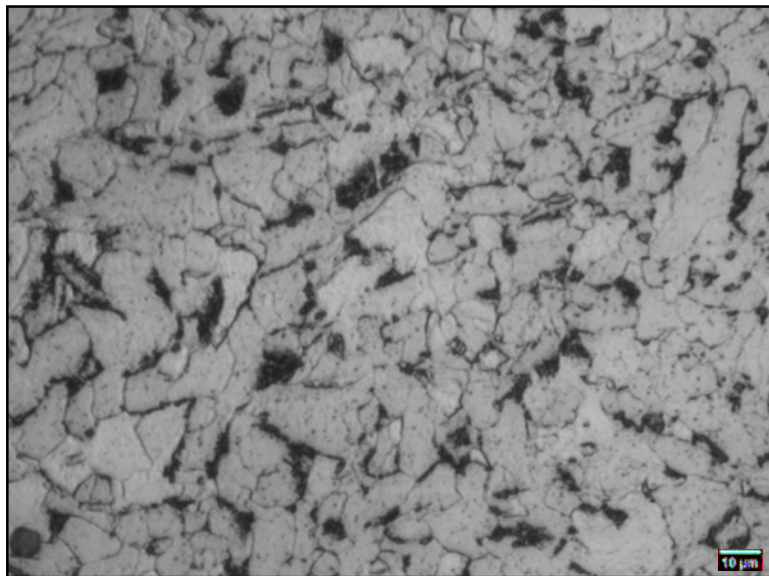


Figura 5.4. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 600s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

As figuras 5.3 e 5.4 mostram as fotomicrografias do metal base após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 480°C e tempos de permanência de 300s e 600s, respectivamente. Em ambos os casos, nota-se um ligeiro refinamento dos grãos, a estrutura constituída de ferrita (parte clara), perlita e possíveis frações de bainita (partes escuras), devido ao tratamento isotérmico realizado. Não foi identificado a presença de ferrita acicular.

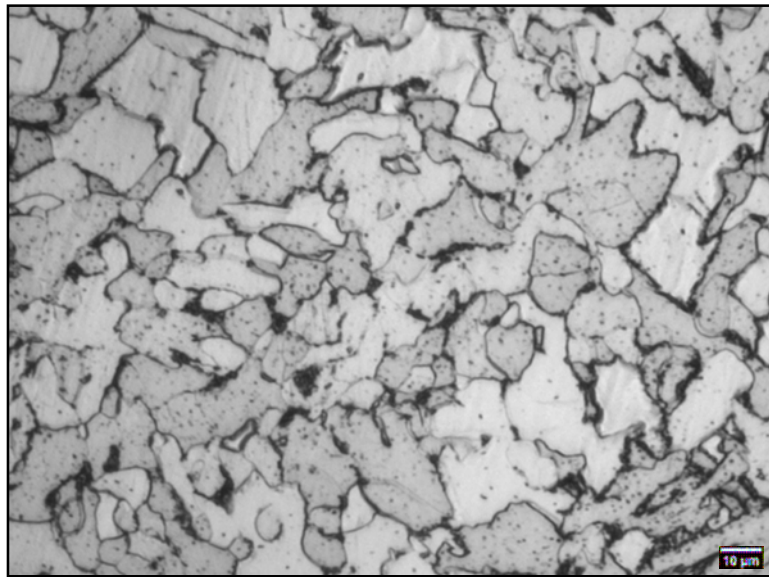


Figura 5.5. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 1800s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

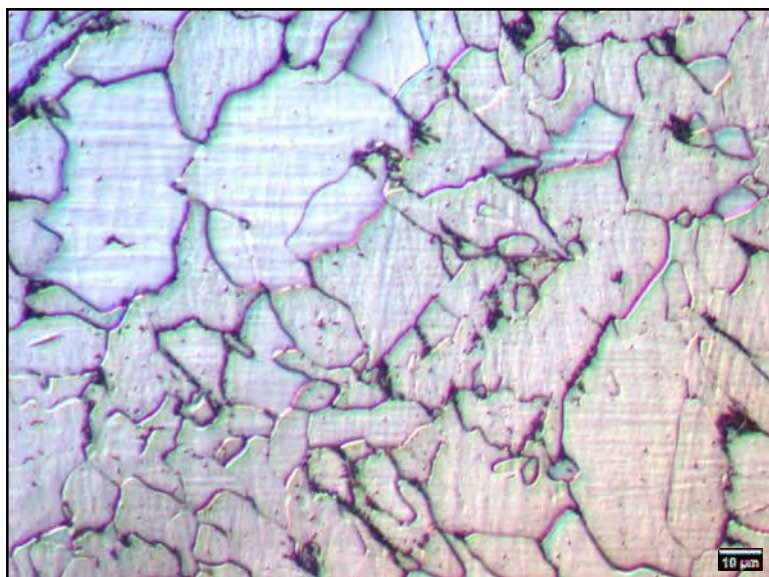


Figura 5.6. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 3600s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

As figuras 5.5 e 5.6 mostram as fotomicrografias do metal base após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 480°C e tempos de permanência de 1800s e 3600s, respectivamente. Nota-se a permanência da mesma estrutura, constituída de ferrita (parte clara), perlita e possíveis frações de bainita (partes escuras), sem a presença de ferrita acicular. A Figura 5.6 apresenta um ligeiro aumento dos tamanhos dos grãos obtidos, possivelmente, devido ao maior tempo de permanência à temperatura isotérmica.

As figuras 5.7, 5.8, 5.9 e 5.10 mostram as fotomicrografias do metal base após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 440°C e tempos de permanência de 300s, 600s, 1800s e 3600s, respectivamente. A temperatura de tratamento isotérmico mais baixa pouco alterou as características microestruturais deste material. Nota-se a permanência de uma estrutura bastante equiaxial de grãos finos, constituída de ferrita (parte clara), perlita e possíveis frações de bainita (partes escuras), sem a presença clara de ferrita acicular.

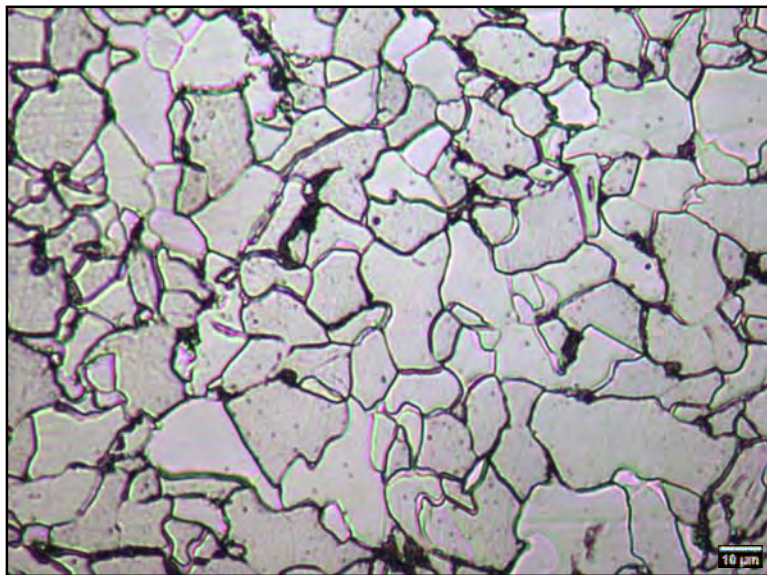


Figura 5.7. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 300s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

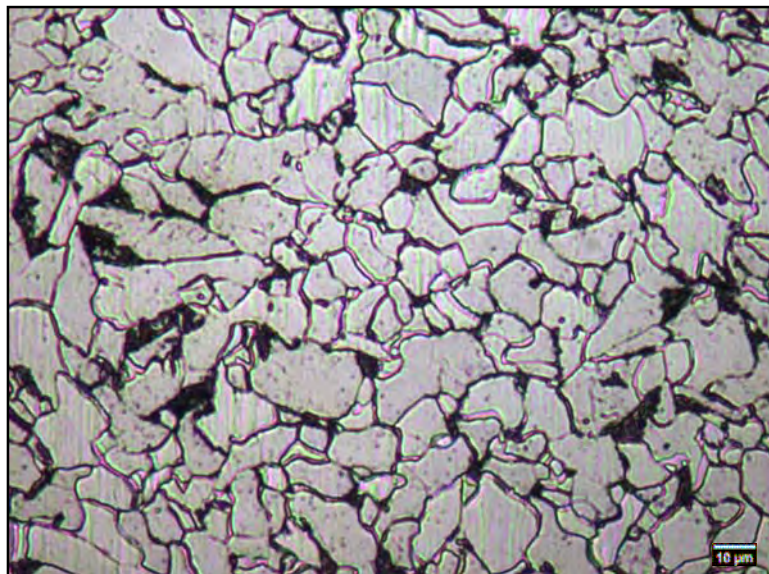


Figura 5.8. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 600s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

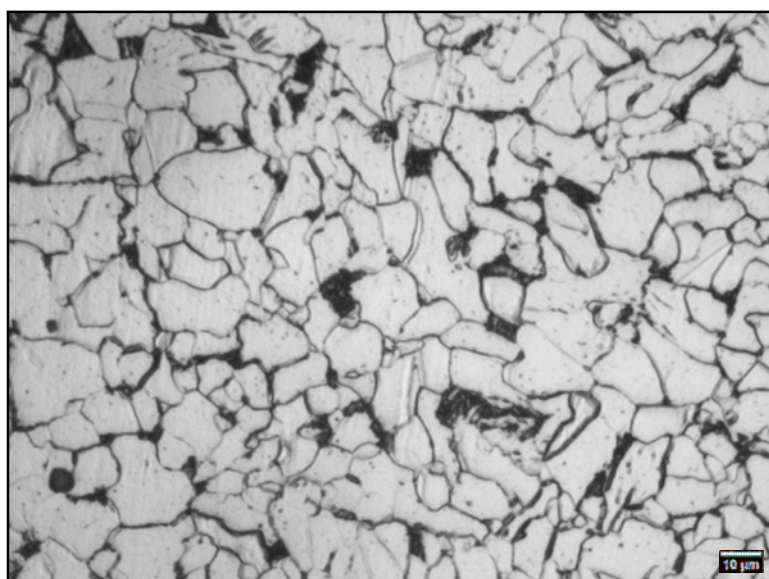


Figura 5.9. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 1800s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

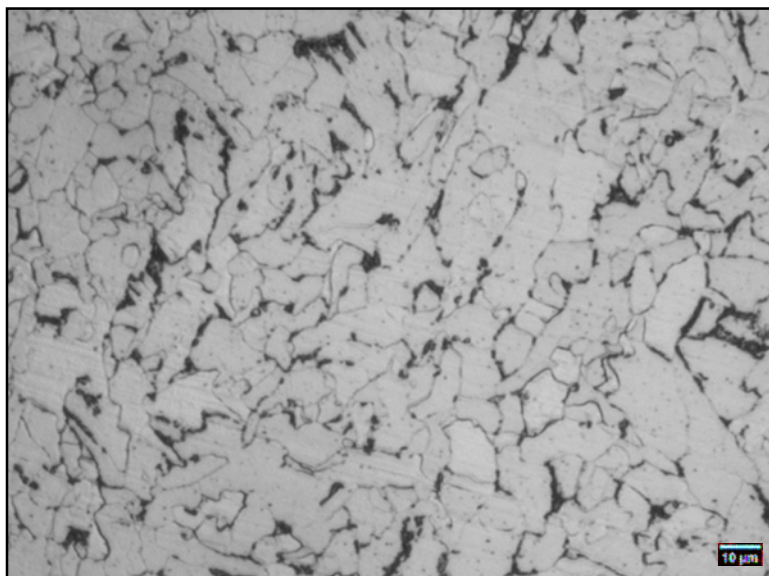


Figura 5.10. Fotomicrografia do material utilizado, da região do metal base.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 3600s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

As figuras 5.11 e 5.12 mostram, respectivamente, as fotomicrografias do metal de solda conforme fornecido e após o tratamento de recozimento a 1250°C e tempo de permanência de 7200s. Após o ataque com Nital 2% e ampliação de 500x, a fotomicrografia do metal de solda (Figura 5.11) apresenta uma microestrutura desorganizada e pouco definida, típica de regiões soldadas, com a presença de precipitados diversos e inclusões não-metálicas.

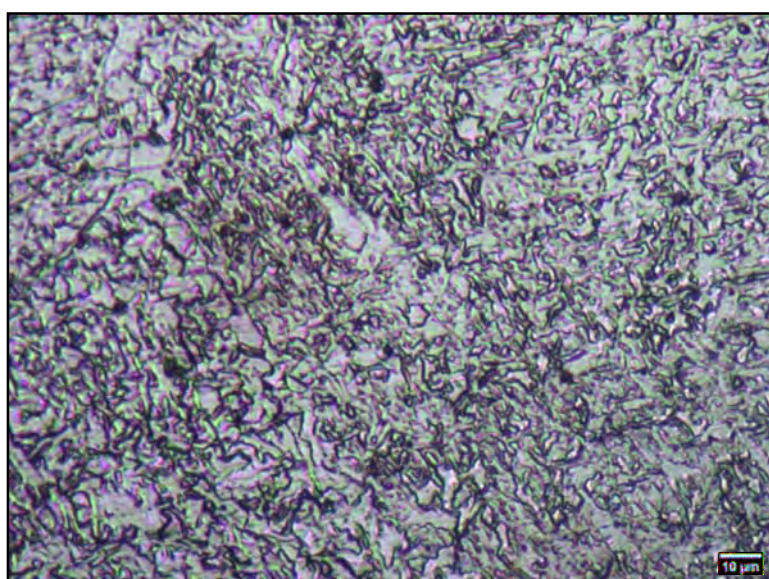


Figura 5.11. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda, sem tratamento térmico, após o ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

Após o tratamento de recozimento e ampliação de 200x (Figura 5.12), nota-se, no metal de solda, um significativo crescimento dos grãos, conforme esperado. E uma microestrutura desorganizada composta de uma mistura de ferrita poligonal (parte clara), ferrita acicular (em formatos de agulhas) e perlita, com provável formação de frações de bainita (partes escuras).

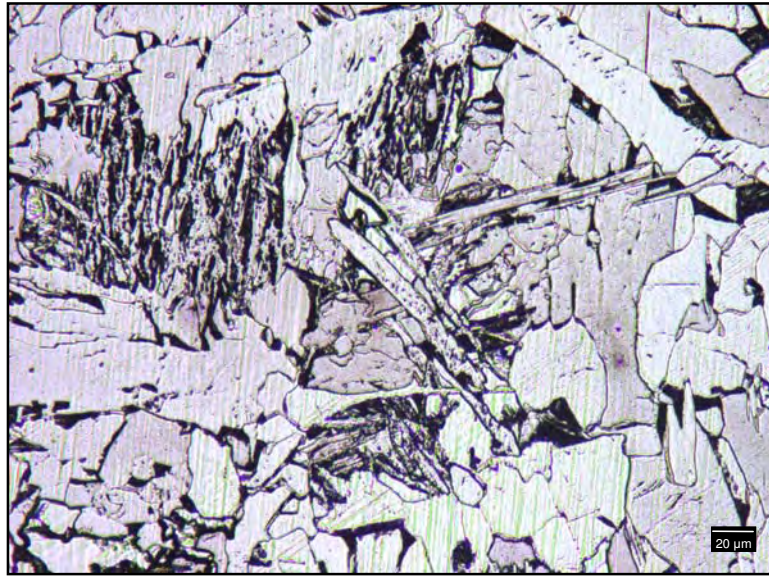


Figura 5.12. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: recozimento a 1250°C e 7200s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 200x.

As figuras 5.13 e 5.14 mostram as fotomicrografias do metal de solda após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 480°C e tempos de permanência de 300s e 600s, respectivamente.

Na Figura 5.13 nota-se a presença de precipitados não-metálicos esféricos (pontos escuros) dispersos na estrutura e o início de uma formação acicular. A Figura 5.14 apresenta uma nítida formação de ferrita acicular composta de uma estrutura heterogênea em todas as direções, desorganizada e com aparência ponteaguda.

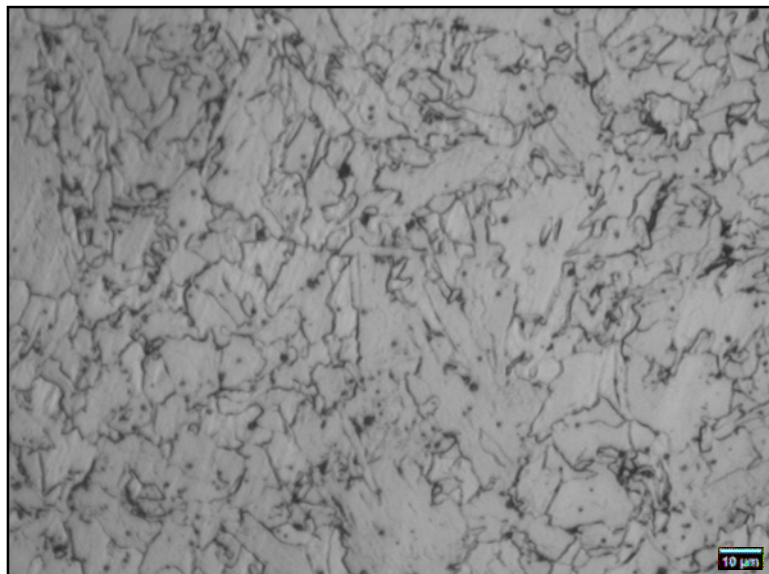


Figura 5.13. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 300s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

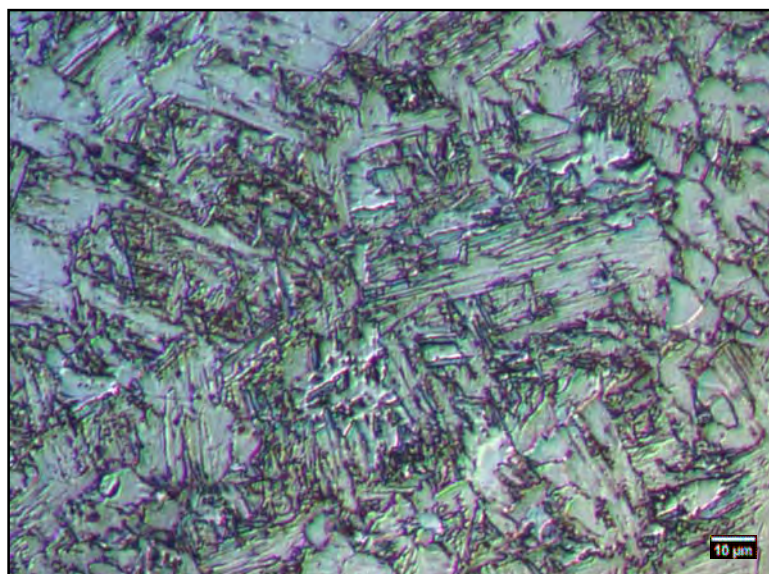


Figura 5.14. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 600s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

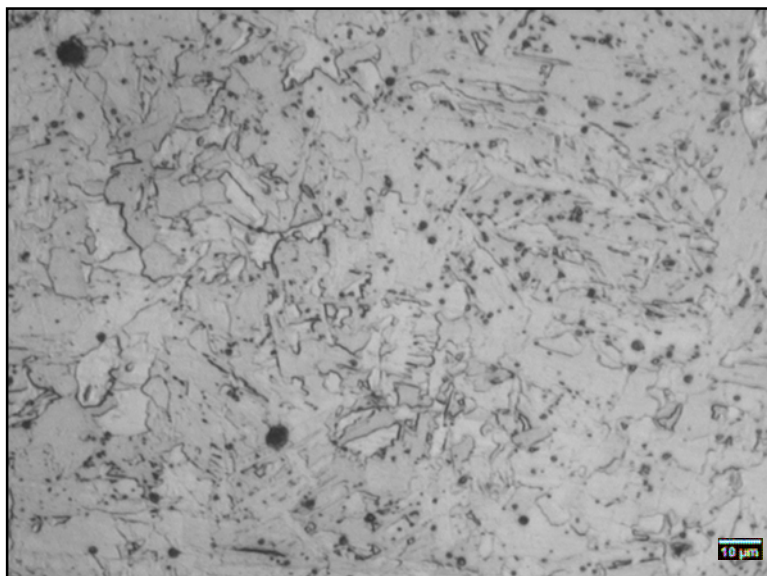


Figura 5.15. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 1800s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

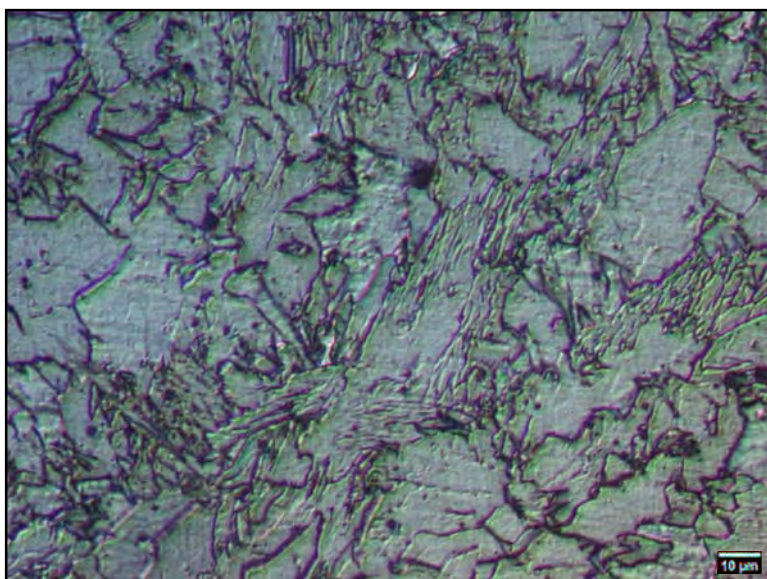


Figura 5.16. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 480°C e permanência por 3600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

As figuras 5.15 e 5.16 mostram as fotomicrografias do metal de solda após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 480°C e tempos de permanência de 1800s e 3600s, respectivamente. O aumento dos tempos de permanência à temperatura isotérmica parecem contribuir para um aumento na formação e nos tamanhos dos precipitados não-metálicos (pontos escuros) presentes na matriz. Desta

forma, a formação de ferrita acicular ainda permanece favorável e é nítida na Figura 5.16, onde a estrutura desorganizada e ponteaguda convive com a presença de grandes inclusões não-metálicas dispersas e de grãos de ferrita poligonal em formação.

As figuras 5.17 e 5.18 mostram as fotomicrografias do metal de solda após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 440°C e tempos de permanência de 300s e 600s, respectivamente. Nota-se a presença de precipitados não-metálicos esféricos (pontos escuros) dispersos na estrutura e o início de uma formação acicular, com os grãos heterogêneos de austenita adquirindo aspectos alongados e com a presença de inclusões não-metálicas no interior.

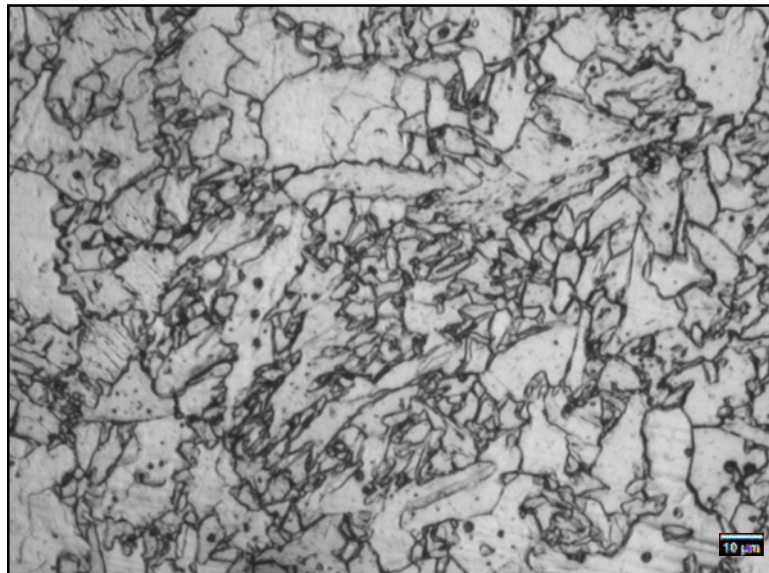


Figura 5.17. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 300s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

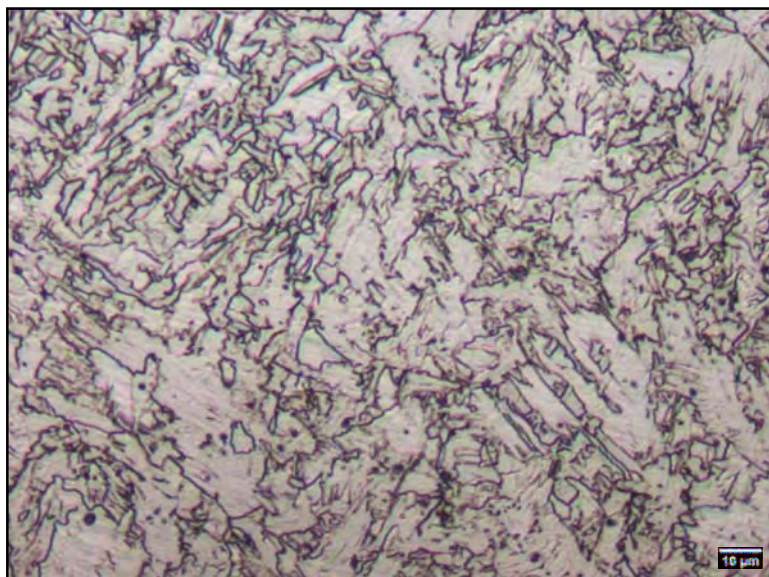


Figura 5.18. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda. Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 600s. Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

As figuras 5.19 e 5.20 mostram as fotomicrografias do metal de solda após o tratamento de recozimento, austenitização e tratamento isotérmico a 480°C e tempos de permanência de 1800s e 3600s, respectivamente.

A Figura 5.19 apresenta uma nítida formação de ferrita acicular composta de uma estrutura heterogênea em todas as direções, desorganizada e com aparência ponteaguda.

O aumento do tempos de permanência à temperatura isotérmica parecem contribuir para um aumento na formação e nos tamanhos dos precipitados não-metálicos (pontos escuros) presentes na matriz e um coalescimento da estrutura acicular (Figura 5.20).

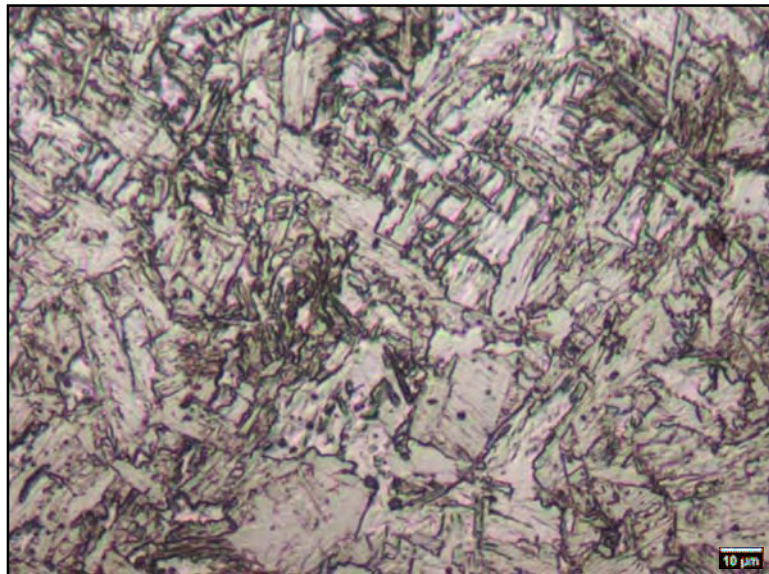


Figura 5.19. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 1800s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

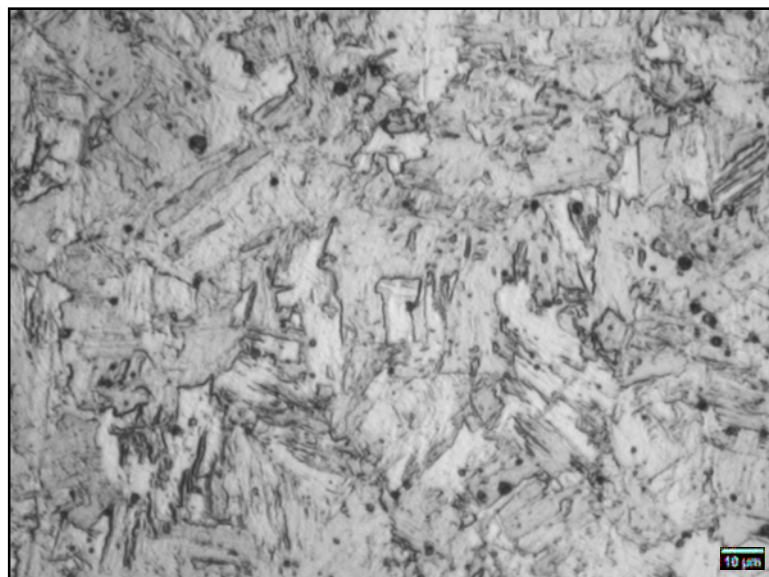


Figura 5.20. Fotomicrografia do material utilizado, da região do cordão de solda.
Tratamento térmico: austenitização a 950°C, resfriamento até 440°C e permanência por 3600s.
Ataque químico com Nital 2%. Ampliação 500x.

5.2. Propriedades Mecânicas

Da realização dos ensaios de tração, foram obtidos os resultados relativos às propriedades mecânicas: limite de resistência à tração ($\sigma_{\text{máx}}$), limite de escoamento (σ_{esc}), tensão de ruptura (σ_{rup}) e o módulo de elasticidade (E). Além disso, outras informações importantes podem ser obtidas a partir destes resultados, conforme mostrado na Figura 5.21.

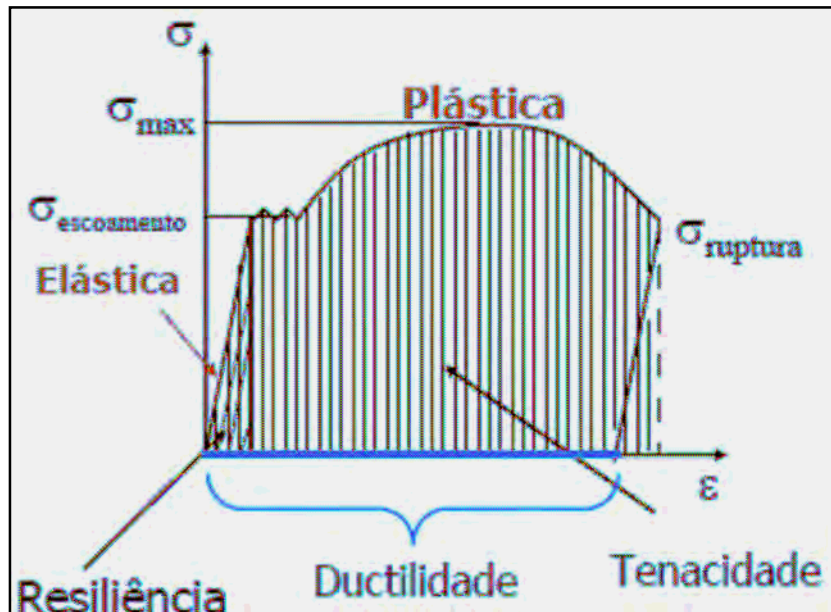


Figura 5.21. Diagrama de deformação elástica e plástica $\sigma \times \epsilon$

A Tabela 5.4 mostra os resultados obtidos no ensaio de tração. Tal ensaio foi realizado em três corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico realizado nos materiais estudados.

De maneira geral, os materiais apresentaram comportamento dúctil durante os ensaios de tração, com nítidas regiões de deformação elástica e, posteriormente, deformação plástica sem o aumento expressivo da tensão. A resistência à tração ($\sigma_{\text{máx}}$) foi calculada através da divisão da carga máxima suportada pelos materiais, obtida durante o ensaio, pela área da seção reta dos corpos-de-prova, medindo-se a largura e a espessura da seção dos corpos-de-prova antes do início dos ensaios. Da mesma forma, foram obtidos os limites de escoamento (σ_{esc}) e as tensões de ruptura (σ_{rup}), respeitando-se suas respectivas cargas.

Através dos alongamentos (Δ_L) obtidos durante os ensaios e o comprimento inicial da seção reta útil dos corpos-de-prova (32 mm) foram determinadas as deformações (ϵ) resultantes ocorridas para cada instante dos ensaios de tração. As curvas da relação tensão e deformação ($\sigma \times \epsilon$) foram construídas, utilizando-se o software ORIGIN 6.1, e possibilitaram o cálculo da tenacidade (U_T) de cada corpo-de-prova ensaiado, através dos cálculos das áreas sob as curvas obtidas.

A tenacidade mostrou-se fundamental para a análise dos resultados, pois é a medida da energia necessária para romper o material e difere da resistência à tração, que é a medida da tensão necessária para romper o material. Um material dúctil com a mesma resistência de um material frágil irá requerer maior energia para ser rompido e, portanto, é mais tenaz (VAN VLACK, 1970).

Tabela 5.4. Média dos resultados das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração realizados em três lotes de corpos-de-prova para cada condição de tratamento térmico.

Material	Tratamento Térmico	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	σ_{esc} (MPa)	ϵ	U_T (Kgf/mm ²)	$\sigma_{\text{esc}} / \sigma_{\text{máx}}$
METAL BASE	sem tratamento	442 ± 9	261 ± 0	34,6 ± 0,5	13,1 ± 0,2	0,59
	recozido a 1250 °C	460 ± 10	265 ± 1	34,5 ± 1,4	13,8 ± 0,5	0,58
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 300s	453 ± 5	357 ± 2	28,4 ± 0,1	10,2 ± 1,6	0,79
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 600s	474 ± 30	366 ± 1	24,5 ± 3,4	9,5 ± 0,6	0,77
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 1800s	455 ± 34	375 ± 1	26,8 ± 4,1	9,9 ± 1,0	0,83
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 3600s	466 ± 14	377 ± 2	28,0 ± 2,8	10,2 ± 2,2	0,81
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 300s	438 ± 32	343 ± 2	24,8 ± 7,2	8,8 ± 2,3	0,78
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 600s	456 ± 20	347 ± 1	33,0 ± 4,4	13,1 ± 1,2	0,76
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 1800s	431 ± 13	332 ± 1	34,2 ± 2,1	12,9 ± 0,6	0,77
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 3600s	427 ± 14	321 ± 1	35,3 ± 3,4	13,1 ± 1,3	0,75
METAL DE SOLDA	sem tratamento	446 ± 1	290 ± 1	19,7 ± 5,2	7,4 ± 1,3	0,65
	recozido a 1250 °C	417 ± 7	242 ± 0	21,1 ± 1,0	7,4 ± 0,4	0,58
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 300s	463 ± 17	362 ± 0	26,6 ± 4,9	8,6 ± 0,3	0,78
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 600s	561 ± 30	476 ± 2	15,7 ± 2,0	7,2 ± 2,0	0,85
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 1800s	488 ± 30	372 ± 2	25,5 ± 6,0	8,7 ± 2,0	0,76
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 3600s	487 ± 8	381 ± 1	23,2 ± 2,9	9,2 ± 1,3	0,78
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 300s	534 ± 2	354 ± 1	18,1 ± 4,8	7,4 ± 1,5	0,66
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 600s	562 ± 14	482 ± 2	17,9 ± 0,8	7,4 ± 2,3	0,86
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 1800s	504 ± 30	390 ± 0	22,2 ± 1,0	9,3 ± 0,5	0,77
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 3600s	462 ± 4	355 ± 2	19,4 ± 4,9	7,3 ± 1,9	0,77

Através destes resultados, foram estabelecidas linhas de análises e comparações, buscando-se correlacionar as propriedades mecânicas obtidas durante ensaios e as diversas condições de tratamentos térmicos:

- Análises dos efeitos do tratamento térmico de recozimento nos materiais em comparação com o metal base e o metal de solda sem tratamentos ou conforme fornecidos;
- Análises dos efeitos das temperaturas de tratamentos isotérmicos, realizados a 440°C e 480°C, para o metal base e para o metal de solda;
- Análises dos efeitos dos tempos de permanência às temperaturas isotérmicas, variando entre 300 e 3600s, para o metal base e o metal de solda;

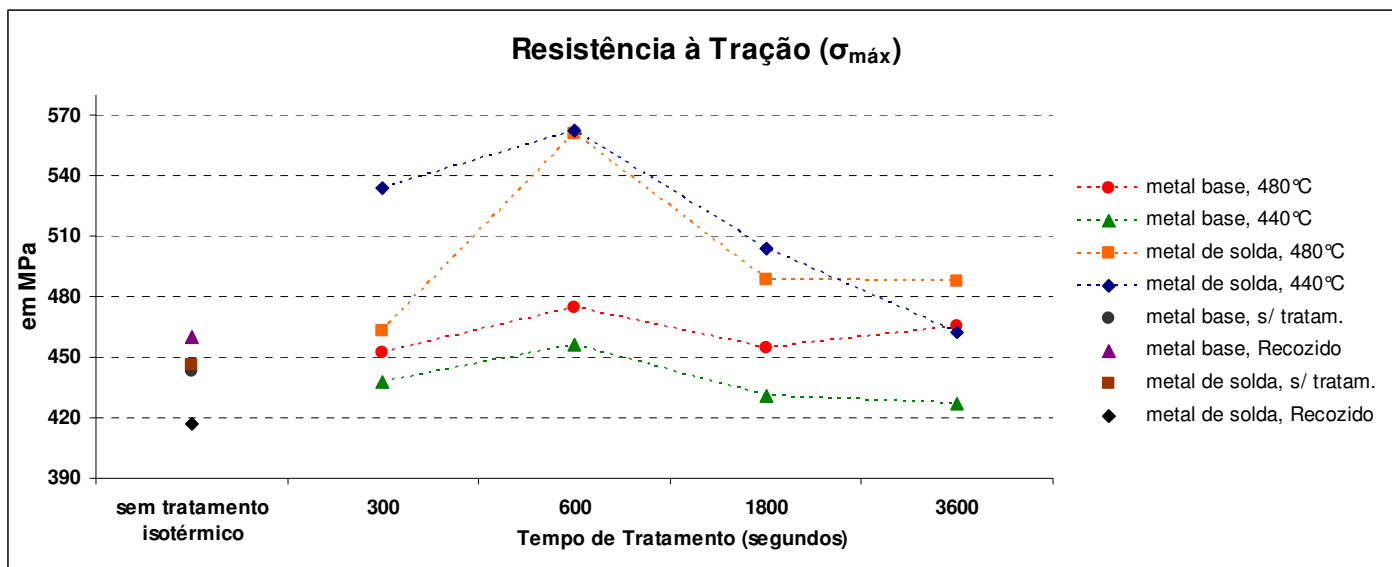


Figura 5.22. Média dos resultados da resistência à tração para o metal base e para o metal de solda em função dos tempos e das temperaturas de transformação isotérmica

Após o tratamento térmico de recozimento, ocorre uma pequena queda, de aproximadamente 7%, na média da resistência à tração obtida no metal de solda em comparação com o mesmo material sem tratamento ou conforme fornecido. No metal base, essa tendência não se concretizou após o recozimento. Através das fotomicrografias nota-se que, para o metal de solda, ocorre um nítido crescimento de grãos após o recozimento (Figuras 5.11 e 5.12). Para o metal base, o crescimento de grãos não é totalmente claro (Figuras 5.1 e 5.2) e pode ser explicado através da possibilidade do fornecimento do material já com granulação grosseira, o que reduziria o efeito do tratamento térmico de recozimento.

Houve aumento próximo de 5% nas médias das resistências à tração do metal base tratados isotermicamente a 480°C, em relação aos mesmos materiais tratados a 440°C, recozidos e sem tratamento térmico. O metal base tratado a 440°C obteve valores médios de resistências à tração menores até do que o mesmo material recozido ou sem tratamento, o que evidencia ser mais eficiente para o metal base o tratamento isotérmico a 480°C.

Houve um aumento de 10 a 13% nas médias das resistências a tração para o metal de solda tratado isotermicamente a 480°C e a 440°C, em comparação ao mesmo material recozido e sem tratamento. Para o metal de solda, as condições de tratamentos térmicos a

480°C por 600s e a 440°C por 300s e 600s obtiveram os maiores valores médios de resistência a tração. Nesses pontos, as elevações correspondem entre 20 a 25% em relação à resistência a tração média obtida nesses materiais recozidos e sem nenhum tratamento térmico.

Ocorre ligeira tendência de queda nas médias das resistências à tração para o metal base e para o metal de solda tratado a 440°C, na medida em que se aumenta o tempo de permanência a temperatura isotérmica.

De maneira geral, a média da resistência à tração do metal de solda é ligeiramente superior as médias obtidas no metal base, considerando-se todas as condições de tratamentos isotérmicos. A diferença média é de aproximadamente 12%. Conforme já mencionado, há uma nítida diferença nas microestruturas obtidas para o metal base e o metal de solda, com a formação de ferrita acicular ocorrendo em praticamente todas as condições de tratamentos isotérmicos realizados para o metal de solda, além da presença de precipitados dispersos nestas microestruturas. Enquanto que para o metal base, tratado sob as mesmas condições ocorre a formação de uma microestrutura formada por grãos de tamanhos variáveis de ferrita e perlita.

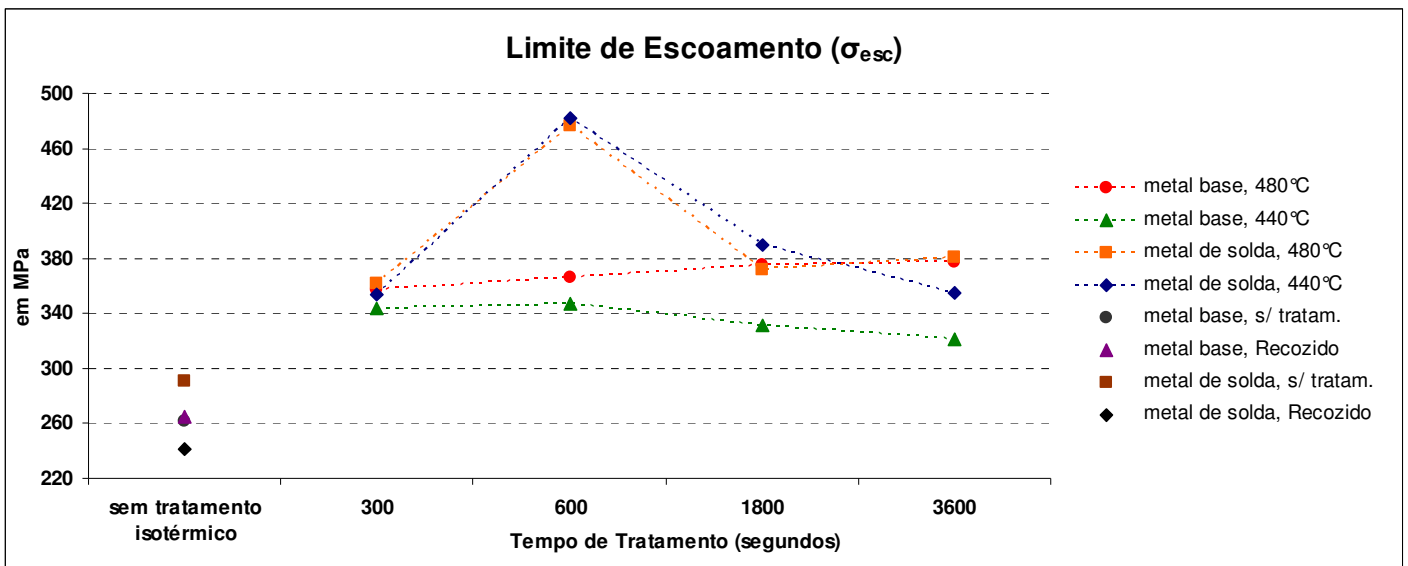


Figura 5.23. Média dos resultados do limite de escoamento para o metal base e para o metal de solda em função dos tempos e das temperaturas de transformação isotérmica

Houve aumento significativo das médias obtidas no limite de escoamento do metal base e do metal de solda com tratamentos isotérmicos a 480°C e a 440°C, em relação aos mesmos metais recozidos e sem tratamento.

Para o metal base, a elevação média foi de 30% e 22%, respectivamente, para o material tratado a 480°C e a 440°C, em relação ao metal base sem tratamento. Nota-se que o limite de escoamento do metal base tratado a 480°C apresenta uma ligeira superioridade em relação ao mesmo material tratado a 440°C (aproximadamente de 12%), assim como ocorreu para a resistência à tração destes materiais.

Para o metal de solda tratado isotermicamente a 480°C e a 440°C, as médias dos limites de escoamento apresentaram as elevações mais significativas em comparação com os mesmos materiais sem tratamento e recozidos. Em média, o ganho foi de aproximadamente 27%. Mas, para algumas condições de tratamentos, como a 480°C por 600s e a 440°C 600s, foram obtidas elevações de 60 a 65% em comparação com o mesmo material sem tratamento e ganhos de 100% em comparação com o material recozido.

Entre os materiais do metal base tratados isotermicamente a 480°C e a 440°C, os valores médios dos limites de escoamento ficaram próximos, com ligeira superioridade para os materiais tratados a 480°C.

Da mesma forma como na resistência à tração, verifica-se uma ligeira tendência de queda nas médias do limite de escoamento para o metal base e o metal de solda tratado às temperaturas isotérmicas quando prolongados os tempos de permanência a esta temperatura.

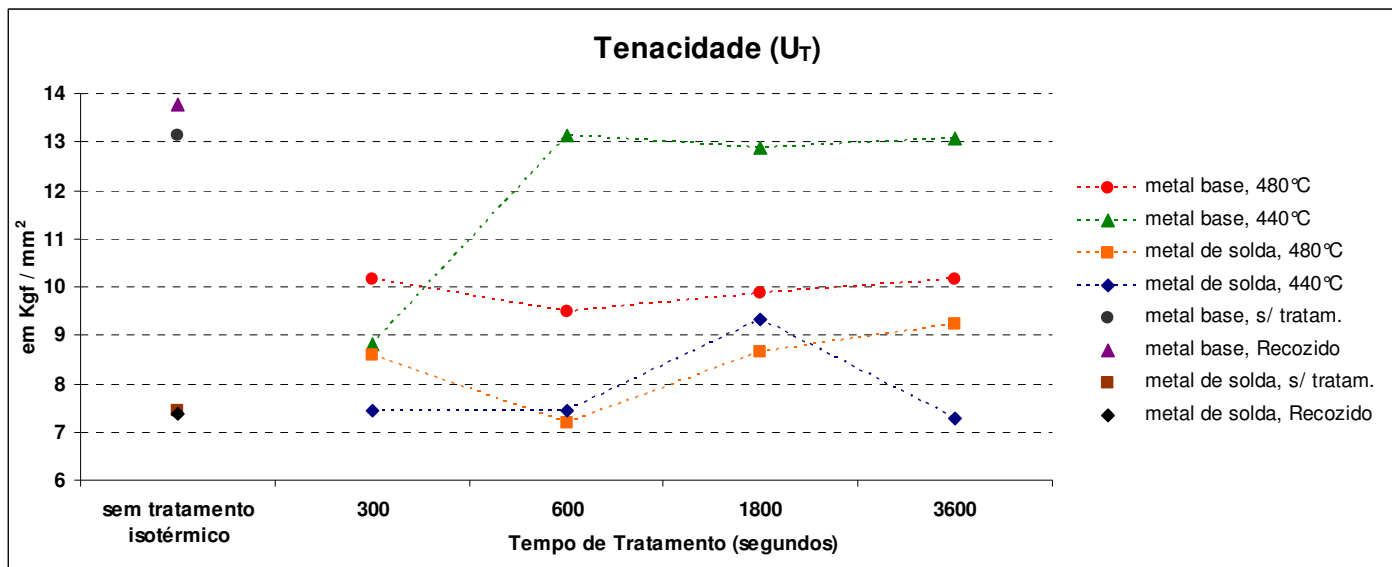


Figura 5.24. Média dos resultados da tenacidade para o metal base e para o metal de solda em função dos tempos e das temperaturas de transformação isotérmica

Nota-se a grande diferença entre as médias de tenacidades entre o metal base e metal de solda. Como esperado, o metal base é mais tenaz do que o metal de solda.

O metal base tratado a 480°C apresentou perda significativa de 22% no valor médio de tenacidade em relação aos valores obtidos no mesmo material tratado a 440°C, recozido e sem tratamento. Os valores médios de tenacidade do metal base tratados a 440°C mantiveram-se no mesmo patamar do que os valores médios obtidos para o metal base recozidos e sem tratamento.

Esses efeitos sobre as propriedades mecânicas podem ser explicados pela redução do tamanho de grãos da ferrita e pela formação de precipitados dispersos na microestrutura após os tratamentos isotérmicos.

Ressalta-se que, para o metal base, não foram identificadas claramente a presença de ferrita acicular nas microestruturas após os tratamentos isotérmicos a 480°C e 440°C, sob qualquer tempo de permanência a essas temperaturas. As microestruturas consistiram-se, basicamente, de ferrita e perlita com tamanhos de grãos variáveis.

Para o metal de solda, a maior resistência mecânica não refletiu em uma menor tenacidade para os materiais tratados a 480°C e a 440°C. Em média, as tenacidades obtidas no metal de solda tratados isotermicamente foram entre 5 e 15% maiores do que as médias de tenacidades obtidas nos mesmos materiais sem tratamento e recozidos.

Os maiores valores médios de tenacidades para o metal de solda foram obtidos para as condições de tratamentos térmicos a 480°C por 300s, 1800s e 3600s e a 440°C por 1800s.

Ressalta-se que, para o metal base, foi identificada a formação ferrita acicular, tanto para os materiais tratados a 480°C quanto para os materiais tratados a 440°C, além da presença de ilhas de precipitados dispersas nas microestruturas. De forma geral, o tratamento isotérmico representou uma elevação significativa para os valores médios de resistência a tração e de limite de escoamento, sem comprometer a tenacidade média destes materiais.

A média da tenacidade obtida no metal base é significativamente superior as médias obtidas no metal de solda, considerando-se todas as condições de tratamentos isotérmicos. A diferença nos valores médios de tenacidade varia de 20 a 40%, sendo maior para os resultados médios obtidos para o metal base tratados a 440°C.

Podemos evidenciar todas as diferenças obtidas nas propriedades mecânicas, resistência à tração e limite de escoamento, entre os valores médios obtidos para o metal base e para o metal de solda submetidos aos tratamentos isotérmicos a 440°C e 480°C e os valores médios obtidos para os mesmos materiais sem tratamento térmico e somente recozidos, através de uma tabela comparativa.

Tabela 5.5. Aumento da resistência a tração e do limite de escoamento do metal base e do metal de solda submetidos aos tratamentos isotérmicos em relação ao mesmo material em estado como fornecido e recozidos

Material	Tratamento Térmico	Aumento % da $\sigma_{\text{máx}}$ em relação aos estados		Aumento % da σ_{esc} em relação aos estados	
		Sem tratam.	Recozido	Sem tratam.	Recozido
METAL BASE	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 300s	2	-2	37	35
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 600s	7	3	40	38
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 1800s	3	-1	44	42
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 3600s	5	1	45	43
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 300s	-1	-5	32	30
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 600s	3	-1	33	31
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 1800s	-3	-6	27	25
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 3600s	-4	-7	23	21
METAL DE SOLDA	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 300s	4	11	25	50
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 600s	26	34	64	97
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 1800s	9	17	28	54
	1250 °C, 950 °C, 480 °C, 3600s	9	17	31	58
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 300s	20	28	22	47
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 600s	26	35	66	100
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 1800s	13	21	34	62
	1250 °C, 950 °C, 440 °C, 3600s	4	11	22	47

A Tabela 5.5, clarifica que, no metal base, o tratamento isotérmico aplicado para a obtenção de ferrita acicular não alterou o limite de resistência a tração, mas aumentou significativamente o limite de escoamento, quando comparados ao mesmo material sem tratamento e apenas recozido. Para o metal de solda, ocorre um ligeiro aumento na resistência a tração e um aumento significativo no limite de escoamento, em relação ao mesmo material sem tratamento e apenas recozido. Assim como, a Tabela 5.4 também mostra o aumento na relação ($\sigma_{\text{esc}} / (\sigma_{\text{máx}})$) após os tratamentos isotérmicos, fica evidente que para o metal base e para o metal de solda a fase elástica é influenciada de maneira importante e que pode significar uma σ_{adm} maior para cálculos dimensionais.

6. Conclusões

- 1.) O metal base não apresentou microestrutura contendo ferrita acicular após os tratamentos isotérmicos, sob qualquer condição de temperatura e tempo de permanência experimentadas. A microestrutura deste material, após os tratamentos isotérmicos, constituiu-se basicamente de ferrita e perlita, com possibilidade de existência de bainita.
- 2.) O metal base, após os tratamentos isotérmicos, apresentou valores de limite de resistência à tração muito próximos aos valores obtidos para esse mesmo material quando recozido e sem tratamento térmico. A maior diferença encontrada foi no limite de escoamento, onde houve uma elevação significativa, entre 20 e 40%, em relação ao mesmo material recozido e sem tratamento.
- 3.) O metal de solda apresentou microestrutura contendo ferrita acicular após os tratamentos isotérmicos, praticamente, sob todas as condições de temperatura e tempo de permanência experimentadas. Neste material é nítida, também, a presença de precipitados dispersos.
- 4.) O metal de solda, após os tratamentos isotérmicos, apresentou valores de limite de resistência à tração ligeiramente superiores, entre 10 e 30%, em relação aos valores obtidos para esse mesmo material quando recozido e sem tratamento térmico. Os valores de limite de escoamento apresentaram uma elevação significativa em relação ao mesmo material recozido e sem tratamento. O ganho no limite de escoamento chegou a 100%, em algumas condições de tratamento.
- 5.) Para o metal de solda, a tenacidade não foi impactada após os tratamentos isotérmicos que, apesar dos ganhos na resistência mecânica, apresentou-se no mesmo patamar dos valores obtidos para este material recozido e sem tratamento. A tenacidade do metal base apresentou uma ligeira queda durante o tratamento realizado a 480°C, em relação aos materiais recozidos e sem tratamento.

De forma geral, obteve-se microestrutura de ferrita acicular em um aço de baixo carbono e baixos teores de elementos de liga, através de rotas de tratamentos térmicos que consistiram em: recozimento para crescimento de grãos e tratamentos isotérmicos

realizados a 440°C e 480°C e tempos de permanência variando entre 300 a 3600 segundos. Ficou evidente a necessidade da presença de inclusões precipitadas dispersas na microestrutura para a nucleação e crescimento da ferrita acicular, visto que, apenas no metal de solda, que apresentou as ilhas de precipitados dispersas, a microestrutura acicular foi desenvolvida e que proporcionou ganhos expressivos nas propriedades mecânicas analisadas deste material, principalmente na relação resistência e tenacidade.

7. Sugestões para Trabalhos Futuros

- Caracterizar as inclusões não-metálicas com alto potencial de nucleação de ferrita acicular;
- Identificar a faixa de temperatura de início de transformação da ferrita acicular;
- Caracterizar a coexistência entre ferrita acicular, bainita e martensita na microestrutura;
- Caracterizar as propriedades de resistência a fadiga e o comportamento dos materiais contendo ferrita acicular em condições sub-zero;

8. Referências Bibliográficas

ANDREWS, K. W. **Empirical Formulae for the Calculation of some Transformation Temperatures.** Journal of the Iron and Steel Institute. 1965.

ARBIX, G., SALERNO, M. S., DE NEGRI, J. A. **Inovação, via internacionalização, faz bem as exportações brasileiras.** XVI Fórum Internacional de Economia do Conhecimento, Crescimento Sustentado e Inclusão Social, 2004.

BABU, S.S., **The Mechanism of Acicular Ferrite in Weld Deposits.** Material Science and Engineering. 2004. p. 267-278.

BABU S.S., BHADSHIA H.KD.H. **Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite.** Mater Trans. 1991. 32:679-88.

BABU, S.S., BHADSHIA, H.K.D.H. **Stress and the Acicular Ferrite Transformation.** Material Science and Engineering. 1992. v.156, p. 1-9.

BHADSHIA H.K.D.H. **Bainite in Steel.** 2nd Ed. 458p. The Institute of Materials. London. 2001.

BLAIS C., L'ESPERANCE G., EVANS G.M. **Characterization of Inclusions Found in C-Mn Steel Weld Containing Titanium.** Science Technol. Weld Joining. 1999. 4:143-50.

BROOKS, C.R. **Principles of the Austenitization of Steels.** Elsevier Science Publishers Ltd. 1992.

CABALLERO, F.G. et al. **Modelling of Kinetics of Formation in Steels with Different Initial Microstructure.** ISIJ International. 2001. v.41, p. 1093-1102.

CALLISTER, W.D. **Ciência e Engenharia de Materiais**. 5ª ed. LTC – Livros Técnicos e Científicos. 2002.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos - Aços Estruturais**. 7ª Ed. São Paulo. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1998.

CHIAVERINI, V. **Tecnologia Mecânica - Aço para Construção Mecânica**. São Paulo. Ed. McGraw-Hill do Brasil, 1978.

COLDREN, A.P., MIHELICH, J.L. **Acicular Ferrite HSLA Steels for Pipeline**. 1977.

COSTA E SILVA, A.L., MEI P.R. **Aços e Ligas Especiais**. 2ª ed, Eletrometal SA Metais Especiais. 1988.

FURUHARA T., YAMAGUCHI J., SUGITA N., MIYAMOTO N., MAKI T. **Nucleation of Proeutectoid Ferrite on Complex Precipitates in Austenite**. ISIJ Int. 2003. 43:1630-9.

GEITTENS, A. R. **Análise do Comportamento Mecânico de um Aço Carbono Processado na Região Intercrítica**. 2001. 81 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais) – Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia – Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2001.

GREGG J.M., BHADSHIA H.K.D.H. **Bainite Nucleation from Mineral Surfaces**. Acta Metall Mater. 1994. 42:3321-40.

GUO Z., KIMURA N., TAGASHITA S., FURUHARA T., MAKI T. **Kinetics and Crystallography of Intragranular Pearlite Transformation Nucleated at (MnS + VC) Complex Precipitates in Hypereutectoid Fe-Mn-C Alloys**. ISIJ Int. 2002. 42:1033-41.

HARRISON P.L., FARRAR R.A. **Influence of Oxygen-Rich Inclusions on the γ - α Transformation in High Strength Low Alloy (HSLA) Steel Weld Metals.** J. Mater Science. 1981. 16:2218-26.

HASHIMOTO, T. M. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Médio Carbono com Estruturas Bainíticas e Multifásicas.** 2004. 98 f. Tese (Livre Docência em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2004.

HE K., EDMONDS D.V. **Formation of Acicular Ferrite and Influence of Vanadium Alloying.** Mater Science Technol. 2002. 18:289-96.

INSTITUTO BRASILEIRO DE SIDERURGIA. **Mercado Brasileiro de Aço: Análise Setorial e Regional.** 2008.

INTERNATIONAL IRON AND STEEL INSTITUTE. **IISI in Rio: targeting the auto, shipbuilding, construction markets.** New Steel, vol.11, n.11, p.12(2), nov. 1995.

JACOT, A., RAPPAZ, M. A. **Combined Model for the Description of Austenitization, Homogenization and Grain Growth in Hypoeutectoid Fe-C Steels During Heating.** Acta Materialia. 1999. V47, p. 1645-1651.

KRAUSS, G. **Steels: Heat Treatment and Processing Principles.** ASM Int. 1990.

LEE C.H., BHADESHIA H.K.D.H. **Effects of Plastic Deformation on the Formation of Acicular Ferrite.** Mater Science Eng. 2003. 360:249-57.

LEE T.K., KIM H.J., YANG B.Y., HWANG S.K. **Effect of Inclusion Size on the Nucleation of Acicular Ferrite in Welds.** ISIJ Int. 2000. 40:1260-68.

MENEZES, W.M.M. **Inter-relações entre Tratamento Térmico, Microestrutura e Propriedades Mecânicas em um Aço ARBL**. 2005. 165f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Aeronáutica e Mecânica) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2005.

MODENESI, P.J., MARQUES, P.V., SANTOS, D.B. **Introdução à Metalurgia da Soldagem**. 2006. 81f. Universidade Federal de Minas Gerais. 2006.

OLIVEIRA, F. L.G. **Estudo da Cinética de Formação da Austenita no Aquecimento Contínuo em um Aço Microligado com Nb**. 2005. 99 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia dos Materiais – Análise e Seleção de Materiais) – Rede Temática em Engenharia de Materiais – Universidade Federal de Ouro Preto, Ouro Preto, 2005.

OLIVEIRA, N. P. **Propriedades Mecânicas de um Aço de Baixo Carbono com Estrutura Ferrita Acicular**. 2007. 105 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2007.

PAN, T., YANG Z.G., BAI B.Z. FANG H.S. **Study of Thermal Stress and Strain Energy in γ -Fe Matrix Around Inclusion Caused by Thermal Coefficient Difference**. Acta Metall. 2003. 39:1037-42.

PENG Y., CHEN W. **Study of High Toughness Ferrite for Submerged Arc Welding of Pipeline Steels**. Mater Charact. 2001. 47:67-73.

REED-HILL, R.E. **Princípios de Metalurgia Física**. 2ªed, Guanabara Dois. 1982.

REES, G.I., BHADESHIA, H.K.D.H., **Thermodynamics of Acicular Ferrite Nucleation**. Material Science Technology. 1994. v.10.

RICKS, R.A., HOWELL P.R., BARRITE G.S. **The Nature of Acicular Ferrite in HSLA Steel Weld Metals.** J. Mater Science. 1982.

SMITH, Y.E, COLDREN, A.P., CRYDERMAN, R.L. **High-Strength, Ductile Mn-Mo-Nb Steels with a Structure of Acicular Ferrite.** 1976.

SMITH, Y.E., COLDREN, A.P., CRYDERMAN, R.L. **Toward Improved Ductility and Toughness.** Tokyo Climax Molybdenum Company Ltd; 1972. p. 119-142.

SNIEDER G., KERR H.W. **Effects of Chromium Addition and Flux Type on the Structure and Properties of HSLA Steel Submerged Arc Weld Metal.** Can Metall Q. 1984. 23:315-25.

SOUZA, G. A. **Caracterização Microestrutural de um Aço Médio Carbono e Baixa Liga (com Microestrutura Bainítica/Martensítica), via Microscopia Óptica.** 2008. 161 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

VAN VLACK, L.H. **Princípios de Ciências dos Materiais.** 7^aed, Edgard Blucher. 1985.

ZHAO, M.C., YANG, Y. SHAN, Y.Y. **Comparison on Strength and Toughness behaviors of microalloyed pipeline steels with acicular ferrite and ultrafine ferrite.** 2003.