ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL D
TESE DEFENDIDA POR ANTONIO AUGUSTO
GORNI E APROVADA PEL
COMISSÃO JULGADORA EM 22 / 03 2004
ORIENTADOR

2003076023

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS

FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa

Autor: **Antonio Augusto Gorni**

Orientador: **Prof. Dr. Paulo Roberto Mei**

15 / 01

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa

Autor: **Antonio Augusto Gorni**
Orientador: **Prof. Dr. Paulo Roberto Mei**

Curso: Engenharia Mecânica
Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Tese de doutorado apresentada à Comissão de pós Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica, como requisito para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Mecânica.

Campinas, 2001
S.P. – Brasil

UNIDADE BC
N.º CHAMADA:
T/UNICAMP
G681d
V. Ex
TOMBO 47885
PROC. 16-837/02
C [ ] D [X]
PREÇO R$ 11,00
DATA 15-02-02
N.º CPD

CM00163821-1

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA - BAE - UNICAMP

G681d

Gorni, Antonio Augusto
Desenvolvimento de aços alternativos aos materiais temperados e revenidos com limite de resistência entre 600 e 800 MPa / Antonio Augusto Gorni --Campinas, SP: [s.n.], 2001.

Orientador: Paulo Roberto Mei.
Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Laminação (Metalurgia). 2. Aço de alta resistência – Propriedades mecânicas. 3. Aço - Metalografia. 4. Microestrutura. I. Mei, Paulo Roberto. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa

Autor: **Antonio Augusto Gorni**
Orientador: **Prof. Dr. Paulo Roberto Mei**

Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, Presidente
Instituição: FEM – UNICAMP

Prof. Dr. Amauri Garcia
Instituição: FEM - UNICAMP

Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos
Instituição: FEM - UNICAMP

Prof. Dr. Hélio Goldenstein
Instituição: Escola Politécnica - U.S.P.

Prof. Dr. Oscar Balancin
Instituição: Departamento de Engenharia de Materiais - UFSCar

Campinas, 22 de Março de 2001

À minha Esposa,

Regina

Aos meus Pais,

Carmen e Antonio

Agradecimentos

À **Companhia Siderúrgica Paulista – COSIPA**, que apoiou a realização dos cursos de pós-graduação e o desenvolvimento experimental relativo a esta Tese de Doutorado.

Ao **Prof. Dr. Paulo Roberto Mei** pela orientação, discussões, sugestões e o total apoio manifestado durante o desenvolvimento do trabalho, bem como pela disponibilização dos recursos laboratoriais do Departamento de Engenharia de Materiais da Faculdade de Engenharia Mecânica da UNICAMP.

Ao **Prof. Dr. Marcelo Gonçalves** pela orientação e discussões durante a fase inicial deste projeto.

A **Rajindra Clement Ratnapuli** pelas proveitosas sugestões e discussões, particularmente durante o planejamento e execução dos procedimentos experimentais e análise dos resultados.

A **Celso Gomes Cavalcanti**, pelo auxílio constante ao longo do desenvolvimento experimental do projeto; a **Sérgio Barbosa** e sua equipe, pela inestimável ajuda durante os ensaios de laminação piloto e usinagem dos corpos de prova no Centro de Pesquisas da USIMINAS; a **Benedito Dias Chivites**, pelo suporte na execução dos ensaios mecânicos e tratamentos térmicos de envelhecimento; e a **Célio Oliveira Gonçalves** pela ajuda na execução das análises metalográficas.

À minha esposa **Regina**, aos meus pais **Antonio** e **Carmen,** à minha irmã **Rosângela** e aos amigos **Jackson Soares de Souza Reis** e **José Herbert Dolabela da Silveira** pelo incentivo e apoio ao longo desta grande jornada.

On the flood of the morning tide
Once more the ocean cried.
"This company will return one day
Though we feel your tears it's the price we pay
For there's prizes to be taken and glory to be found
Cut free the chains, make fast your souls
We are Eldorado bound
I will take you for always forever together
Until Hell calls our names".

Greg Lake & Peter Sinfield: **Pirates**

Resumo

GORNI, Antonio Augusto. *Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 120 p. Tese (Doutorado).

Este trabalho teve como objetivo caracterizar o efeito de diferentes condições de laminação a quente controlada sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de dois aços de baixa liga e alta resistência equivalentes ao HY-80 que dispensam tratamento térmico de têmpera e revenimento. A primeira liga é endurecível por precipitação de cobre (HSLA-80), enquanto que a segunda apresenta teor extra-baixo de carbono e microestrutura bainítica (ULCB). Na primeira série de ensaios de laminação foi estudado o efeito do grau de deformação total aplicado aos corpos de prova; já na segunda série variou-se a temperatura final de laminação. As amostras laminadas de aço HSLA-80 foram submetidas a um tratamento térmico de envelhecimento adicional. Foi constatado que o parâmetro mais importante do processo de laminação controlada foi o grau total de deformação a quente aplicado ao corpo de prova, o qual influenciou de maneira decisiva todas as propriedades mecânicas nas duas ligas aqui estudadas, com exceção de sua ductilidade e da razão elástica do aço ULCB. A temperatura de reaquecimento influenciou apenas no limite de resistência de ambas as ligas. Já a temperatura de acabamento afetou significativamente sua tenacidade.

Palavras-Chave

Laminação (Metalurgia); Aço de alta resistência – Propriedades mecânicas; Aço – Metalografia; Microestrutura.

Abstract

GORNI, Antonio Augusto. *Development of Alternative Steels to Quenched and Tempered Materials with 600 to 800 MPa Tensile Strength*, Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001. 120 p. Tese (Doutorado).

This work was developed to characterize the effect of different controlled rolling conditions upon the microstructure and mechanical properties of two high strength low alloy steels, equivalent to the HY-80 alloy, but that do not need to be submitted to a quenching and tempering heat treatment. The first alloy hardens through copper precipitation (HSLA-80), while the second one has extra-low carbon content and bainitic microstructure (ULCB). In the first rolling test series total strain applied to the specimens was varied, while in the second one the effect of several finishing temperatures was studied. All HSLA-80 rolled samples were additionally aged. It was verified that the most important controlled rolling parameter was the total strain applied to the specimens, which strongly influenced all mechanical properties, except ductility and yield ratio of the ULCB alloy. The austenitizing temperature only influenced the tensile strength of both steels. For its turn, the finish rolling temperature significantly influenced their toughness.

Keywords

Rolling (Metallurgy); High strength steel – Mechanical properties; Steel – Metallography; Microstructure

Índice

Lista de Figuras iv
Lista de Tabelas x
Nomenclatura xiv

1. Introdução 1

2. Revisão da Literatura

2.1. Motivação para o Desenvolvimento de Ligas Microligadas Alternativas ao HY-80 5
2.2. Requisitos Típicos da Família de Aços HY e Ligas Alternativas 8
2.3. Projeto Metalúrgico dos Aços da Família HY e Ligas Alternativas 10
2.3.1. HY-80 10
2.3.2. HSLA-80 11
2.3.3. ULCB 15
2.4. Vantagens Decorrentes da Substituição dos Aços da Família HY 22
2.5. Aspectos Relativos ao Processo Siderúrgico 23
2.5.1. Dessulfuração do Gusa e Metalurgia de Panela 23
2.5.2. Desgaseificação a Vácuo 23
2.5.3. Lingotamento Contínuo de Placas 24
2.5.4. Laminação Controlada 24
2.5.5. Envelhecimento 28
2.5.6. Têmpera e Revenimento 31

2.6. Comparação entre as Propriedades Obtidas em Chapas Grossas de Aços HY-80, HSLA-80 e ULCB 32
2.6.1. HY-80 32
2.6.2. HSLA-80 32
2.6.3. ULCB 40
2.7. Objetivos desta Tese 47

3. Procedimento Experimental

3.1. Preparação das Ligas Experimentais 48
3.2. Laminação de Desbaste e Usinagem dos Bloquetes para Laminação 48
3.3. Determinação do Diagrama TRC 49
3.4. Preparação dos Corpos de Prova de Laminação 49
3.4.1. Corpos de Prova para Determinação da Evolução do Tamanho de Grão Austenítico ao Longo dos Ensaios de Laminação a Quente 49
3.4.2. Corpos de Prova para Determinação das Propriedades Mecânicas 50
3.5. Ensaios de Laminação a Quente 51
3.6. Usinagem dos Corpos de Prova para análise Metalográfica e Ensaios Mecânicos .. 55
3.7. Ensaios de Envelhecimento 56
3.8. Análise Metalográfica 58
3.8.1. Introdução 58
3.8.2. Determinação do Tamanho de Grão Austenítico 58
3.9. Ensaios Mecânicos 60
3.9.1. Dureza Vickers 60
3.9.2. Ensaio de Tração 61
3.9.3. Ensaio de Impacto Charpy 62

4. Resultados e Discussão

4.1. Ensaios de Laminação a Quente 63
4.2. Análise Microestrutural 65
4.2.1. Microestrutura Austenítica 65
4.2.2. Microestrutura Bainítica 69
4.3. Diagramas TRC 69
4.4. Propriedades Mecânicas 72
4.4.1. Ensaio de Dureza 72
4.4.1.1. Amostras Envelhecidas 72
4.4.1.2. Amostras Laminadas 78
4.4.2. Ensaio de Tração 86
4.4.2.1. Limite de Escoamento 86
4.4.2.2. Limite de Resistência 89
4.4.2.3. Razão Elástica 90
4.4.2.4. Alongamento Total 93
4.4.3. Ensaio de Impacto Charpy 97

5. Conclusões

5.1. Morfologia da Austenita durante a Laminação a Quente 101
5.2. Morfologia da Microestrutura Bainítica Final 102
5.3. Transformação da Austenita durante o Resfriamento Contínuo 102
5.4. Resposta ao Envelhecimento 103
5.5. Propriedades Mecânicas 103
5.6. Resumo das Conclusões 106

6. Sugestões para Trabalhos Futuros 109

Referências Bibliográficas 112

Lista de Figuras

2.1: Susceptibilidade à ocorrência de trincamento na ZTA para vários aços utilizados na indústria naval militar [4]. 6

2.2: Influência da composição química no comportamento da transformação de aços ULCB ao Mn-Mo-Nb contendo aproximadamente 0,02% C. Temperatura de austenitização: 950°C [40]. 20

2.3: Esquema da laminação controlada empregado no processamento de aços HSLA-80 e ULCB [9,39]. 25

2.4: Crescimento de partículas esféricas de ε durante o envelhecimento de uma liga Fe-1,23% Cu a 500, 600 e 700°C [53]. 30

2.5: Endurecimento por precipitação de uma liga Fe-1,23% Cu a 500, 600 e 700°C [53]. 30

2.6: Distribuição das propriedades mecânicas relativas a chapas grossas com 19 mm de espessura em aço A710 Classe 3 produzidas pela Lukens Steel. O envelhecimento foi efetuado entre 605 e 625°C [4]. 35

2.7: Comparação dos valores de tenacidade determinados no ensaio de rasgamento dinâmico executado a -40°C em chapas com 25 mm de espessura em aço A710 Classe 3, pro-

cessados ou não através de laminação controlada antes do tratamento de austenitização, têmpera e envelhecimento [4]. 35

2.8: Influência da espessura do esboço e da taxa de resfriamento após laminação controlada na resistência mecânica de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP. Temperatura de envelhecimento: 550°C. Legendas: LC = laminação controlada; RA = resfriamento acelerado; AR = resfriamento ao ar; E = envelhecido. 37

2.9: Efeito do envelhecimento (550°C, 30 minutos) sobre a tenacidade, determinada por ensaio Charpy executado a -85°C em amostras de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP. Legendas: LC = laminação controlada; E = envelhecida. [9]. 38

2.10: Efeito da temperatura de envelhecimento sobre a tenacidade e limite de escoamento de chapas de aço A710 Classe 1 com 25 mm de espessura, produzidas pela BHP [9]. 39

2.11: Curvas de transição levantadas através de ensaios de rasgamento dinâmico em chapas grossas de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP [9]. 40

2.12: Limites de escoamento e de resistência de aços Mn-Mo-Nb (liga-base), Ti-B e V-B, na forma de chapas grossas com 18 mm de espessura e diferentes frações de bainita na microestrutura. Propriedades medidas a partir de ensaios de tração em corpos de prova transversais. O escoamento do material foi contínuo, ou seja, sem apresentar patamar no início do escoamento. O limite de escoamento foi medido a 0,2% de deformação [40]. 42

2.13: Influência da temperatura de envelhecimento sobre os limites de escoamento (ε=0,2%) e de resistência de chapas grossas com 18 mm de espessura, feitas em aço ao Mn-Mo-Nb-B, mais Ti ou V. Notação: LE = limite de escoamento; LR = limite de resistência [40]. 44

2.14: Tenacidade medida pelo ensaio Charpy em chapas grossas com 18 mm de espessura de aço ao Mn-Mo-Nb (liga básica) e aspecto da fratura observada. Corpos de prova longitudinais [40]. 45

3.1: Corpo de prova de laminação a quente usado na determinação do tamanho de grão austenítico após esboçamento dos aços HSLA-80 e ULCB. 50

3.2: Dispositivo utilizado para a laminação a quente simultânea de amostras de aços HSLA-80 e ULCB, com espessura de 42 mm. O desenho não se encontra em escala. ... 51

3.3: Esquema da retirada dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e metalográficos. 56

3.4: Dimensões do corpo de prova reduzido de tração, conforme norma ASTM A-370 [64]. 56

3.5: Dimensões do corpo de prova reduzido para ensaio de impacto Charpy, conforme norma ASTM A370 [64]. 57

4.1: Microestrutura austenítica das amostras reaquecidas a 1200°C, reveladas com ataque a base de cloreto férrico e ácido pícrico. Aumento: 100 x. 66

4.2: Microestrutura austenítica das amostras de aços HSLA-80 e ULCB reaquecidas a 1200°C e submetidas à laminação de desbaste com 50% de deformação a quente, reveladas com ataque a base de cloreto férrico e ácido pícrico. Aumento: 100 x. 66

4.3: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação a quente para o aço HSLA-80. 68

4.4: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação a quente para o aço ULCB. 68

4.5: Microestruturas bainíticas finais das amostras E2 de aços HSLA-80 e ULCB, reaquecidas a 1200°C, submetidas a 83% de deformação por laminação controlada e temperatura de acabamento de 700°C, reveladas com ataque de nital. Aumento: 700 x. 70

4.6: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço HSLA-80 aqui estudado. 71

4.7: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço ULCB aqui estudado. 71

4.8: Evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700°C. 75

4.9: Variação da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700°C. 76

4.10: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora. 81

4.11: Efeito da deformação total sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora. 81

4.12: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers das amostras de aço 4SLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora. 82

4.13: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado. 82

4.14: Efeito do grau total de deformação sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado. 83

4.15: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado. 84

4.16: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 84

4.17: Efeito do grau de deformação total sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 85

4.18: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 85

4.19: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 87

4.20: Efeito do grau de deformação total sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 88

4.21: Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 88

4.22: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 90

4.23: Efeito do grau total de deformação a quente sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 91

4.24: Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 91

4.25: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 93

4.26: Efeito do grau de deformação total a quente sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 94

4.27: Efeito da temperatura de acabamento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 94

4.28: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 96

4.29: Efeito do grau de deformação total sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 96

4.30: Efeito da temperatura de acabamento sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 97

4.31: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 99

4.32: Efeito do grau total de deformação a quente sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. 99

4.33: Efeito da temperatura de acabamento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado..... 100

Lista de Tabelas

2.1: Requisitos mecânicos para o aço HY-80 [9]. 8

2.2: Evolução ao longo do tempo da composição química especificada para o aço HY-80 [9]. 10

2.3: Composição Química típica das ligas HY-80/HY-100, porcentagem em peso [9]. 11

2.4: Composições químicas típicas da família A710, porcentagem em peso. O material da Lukens Steel é produzido por têmpera e envelhecimento (Classe 3); o da BHP é obtido através de laminação controlada (Classe 1) [4,9,23]. 12

2.5: Propriedades mecânicas típicas de chapas grossas de aço HY-80 [9]. 32

2.6: Limites inferiores de resistência mecânica e ao impacto Charpy para aços da família A710. Os valores especificados de resistência ao impacto se aplicam para toda a faixa de espessuras [23]. 33

2.7: Composição química dos aços ULCB estudados na Thyssen Stahl [40]. 41

2.8: Composições químicas típicas dos aços ULCB produzidos na Nippon Steel para a produção de tubos petrolíferos conforme as normas API 5LB-X70 e X-80 [39,41]. 46

2.9: Propriedades mecânicas de tubos petrolíferos UOE feitos em aços ULCB produzidos pela Nippon Steel. Espessura da chapa: X70, 22 mm; X80, 20 mm. Propriedades determinadas através de corpos de prova transversais [39,41]. 46

2.10: Composição química e tenacidade, determinada pelo ensaio Charpy, de aços ULCB com limite de escoamento médio de 600 MPa na forma de chapas grossas com 20 mm de espessura, produzidas pela Thyssen Stahl [45]. 47

3.1: Análises químicas confirmatórias das corridas estudadas. 48

3.2: Distribuições de deformação entre as fases de esboçamento e acabamento utilizadas na série de laminações piloto. As distribuições de deformação relativas às séries E e F são idênticas às condições B-2 e D-2, respectivamente. 53

3.3: Condições objetivadas a serem aplicadas nos esquemas de passes A e B em termos da deformação por passe e evolução de temperatura. Espessura inicial do corpo de prova igual a 42 mm; temperatura de reaquecimento igual a 1200°C; temperatura de acabamento igual a 750°C. 53

3.4: Condições objetivadas a serem aplicadas nos esquemas de passes C e D em termos da deformação por passe e evolução de temperatura. Espessura inicial do corpo de prova igual a 42 mm; temperatura de reaquecimento igual a 1100°C; temperatura de acabamento igual a 750°C. 54

3.5: Condições objetivadas a serem aplicadas nos esquemas de passes E e F em termos da deformação por passe e evolução de temperatura. Espessura inicial do corpo de prova igual a 42 mm. 54

4.1: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação

a quente das séries A e B definidas no Procedimento Experimental. 63

4.2: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente das séries C e D definidas no Procedimento Experimental. 64

4.3: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação das séries E e F definidas no Procedimento Experimental. 64

4.4: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente da série G, que lista os ensaios duplicados ou em não-conformidade com o Planejamento Experimental proposto. 65

4.5: Dados de tamanho de grão austenítico determinados após o reaquecimento ou desbaste das amostras dos aços HSLA-80 e ULCB aqui estudados. 67

4.6: Dados sobre a evolução da dureza ao longo dos ensaios preliminares de envelhecimento para o aço HSLA-80. 73

4.7: Dados sobre a evolução da dureza ao longo dos ensaios preliminares de envelhecimento para o aço ULCB. 74

4.8: Dados sobre a dureza de amostras laminadas e envelhecidas a 600°C por uma hora de aço HSLA-80. 79

4.9: Dados sobre a dureza de amostras laminadas de aço ULCB. 80

4.10: Dados de limite de escoamento relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado. 86

4.11: Dados de limite de resistência relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e

aço ULCB como laminado. 89

4.12: Dados de razão elástica relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado. 92

4.13: Dados de alongamento total relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado. 95

4.14: Dados de resistência ao impacto determinada pelo ensaio Charpy a -20°C relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado. 98

Nomenclatura

Letras Latinas

@ - a (*at*)

B_f - temperatura de fim da formação da bainita durante o resfriamento da austenita

B_s - temperatura de início da formação da bainita durante o resfriamento da austenita

C_{eq} - carbono equivalente

C_v - ensaio de impacto Charpy usando corpo de prova com entalhe em "V"

$\overline{d}$ - média da amostra

$\overline{d}_v$ - média das diagonais medidas no ensaio de dureza Vickers

d_γ - diâmetro médio do grão austenítico

h - espessura

L_T - comprimento total da linha teste

M - aumento

Mn_{eq} - manganês equivalente

M_s - temperatura de início da formação de martensita durante o resfriamento da austenita

n - número de medidas

n_r - número de medidas requerido

p - precisão percentual associada ao tamanho de grão medido

p_r - precisão percentual requerida

P_l - número de intersecções da linha teste com o contorno de grão

P_v - carga utilizada durante o ensaio de dureza Vickers

s - segundo

T - temperatura

T_{acab} - temperatura de acabamento

T_{cga} - temperatura de austenitização acima da qual ocorre crescimento excessivo de grão

T_{nr} - temperatura de não-recristalização

T_{REAQ} - temperatura de reaquecimento

T_{27} - temperatura usada no ensaio Charpy onde obtém-se energia absorvida igual a 27 J

Letras Gregas

α - ferrita

Δt - intervalo de tempo

ε - precipitado de cobre na ferrita

γ - austenita

σ - desvio-padrão da amostra

Abreviações

Al. - alongamento

Ar_1 - temperatura de fim de transformação ferrítica durante o resfriamento da austenita

Ar_3 - temperatura de início de transformação ferrítica durante o resfriamento da austenita

AT - alongamento total

BLAR - baixa liga e alta resistência

CP - corpo de prova

def. - deformação

DPH - *diamond piramidal hardness*, ou seja, dureza medida por pirâmide de diamante

DWTT - *drop weight tearing test*, ou seja, ensaio de rasgamento por queda de peso

E, env. - envelhecido

FATT - *fracture appearance transition temperature*, ou seja, temperatura de transição determinada com base na aparência da superfície fraturada

HIC - *hydrogen induced cracking*, ou seja, trincamento induzido por hidrogênio

HSLA - *high strength low alloy* (ver BLAR)

HV - dureza Vickers

$HV_{5\,kg}$ - dureza Vickers medida com carga de 5 quilogramas

LC - laminação controlada

LE - limite de escoamento

Longit - longitudinal

LQ - laminado a quente

LR - limite de resistência

MA - martensita-austenita

max. - máximo

min. - minuto

mín. - mínimo

RA - resfriamento acelerado

Rasg. - rasgamento

RE - razão elástica

RH - Ruhrstahl-Heraeus

RI - resistência ao impacto

Temperat. - temperatura

TG - tamanho de grão

Transv. - transversal

TRC - transformação durante o resfriamento contínuo

ULCB - *ultra low carbon bainite*, ou seja, bainita de ultra-baixo carbono

UOE - processo de conformação de tubos de grande diâmetro

ZTA - zona termicamente afetada

Siglas

ASTM	- American Society for Testing and Materials
BHP	- Broken Hill Proprietary Company LTD (Austrália)
COSIPA	- Companhia Siderúrgica Paulista
IPT	- Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo
USIMINAS	- Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais

Capítulo 1

Introdução

O vertiginoso desenvolvimento dos aços microligados, particularmente no campo das aplicações estruturais, navais e petrolíferas, se deve basicamente às melhores características de tenacidade desses materiais para níveis relativamente altos de resistência mecânica e boa soldabilidade. Além disso, seu preço é mais reduzido em relação aos materiais tratados termicamente, uma vez que suas características mecânicas finais são conseguidas diretamente do calor de laminação. Sob este aspecto, a laminação controlada se revelou um tratamento termomecânico indispensável para se conseguir tais características a partir das ligas microligadas ao Nb, Ti e/ou V. Desse modo, tornou-se possível a produção de chapas grossas adequadas à fabricação de tubos petrolíferos segundo as normas API 5L-X60, X70 e até mesmo X80, desde que sua espessura de parede não ultrapasse 20 mm.

Por outro lado, aplicações que exijam níveis ainda maiores de resistência mecânica ou chapas de maior espessura, com boa tenacidade, requerem a utilização de aços microligados mais complexos. Pode-se citar como exemplos componentes para pernas de plataformas marítimas móveis, válvulas e conexões para oleodutos, peças para veículos militares e caminhões fora-de-estrada, equipamentos para poços de petróleo e componentes estruturais em vasos de guerra, incluindo submarinos. Além de características mecânicas balanceadas, este tipo de material deve ser de fácil processamento no cliente, o que inclui fácil soldabilidade, mesmo que se encontre na forma de chapas grossas pesadas, ou seja, com espessuras entre 25 e 100 mm.

Dois conceitos de liga foram propostos para se responder a esse desafio: aços microligados endurecíveis por precipitação de cobre (ASTM A710 e HSLA-80) ou pela formação de estrutura bainítica tenaz com teor ultra-baixo de carbono (ULCB - *Ultra Low Carbon Bainite*). Eles foram originalmente desenvolvidos para atender aplicações de tubos e conexões petrolíferas.

O desenvolvimento de ligas para uso naval militar baseado nestes dois novos conceitos é bastante interessante, pois os requisitos específicos desta aplicação são muito severos, o que motivou a realização de estudos bastante detalhados.

No caso específico dos aços utilizados em navios de guerra, particularmente submarinos, verificou-se nesta última década a substituição da liga utilizada tradicionalmente (aços da série HY, temperados e revenidos) por materiais microligados, da chamada série HSLA, contando com a precipitação de cobre como principal mecanismo endurecedor. Um exemplo desta nova família é o aço HSLA-80.

Essas novas ligas apresentam, por si só, menor custo que os da série HY, em função de seu menor teor de elementos de liga. Contudo, a grande vantagem decorrente de sua utilização é a soldabilidade muito superior desses novos aços, que permite redução de até 50% nos custos totais de construção das embarcações. Esse aumento de soldabilidade se deve ao baixo teor de carbono dessa nova família de ligas. De fato, esses aços vêm sendo cada vez mais aplicados nos Estados Unidos em navios de guerra mas, apesar de todo o sucesso observado, sua aplicação ainda é vedada em submarinos. Por outro lado, já há registros da aplicação extensiva de aços microligados em submarinos, inclusive nucleares, na França, Inglaterra, Suécia, Austrália e, possivelmente, na antiga União Soviética, ainda que na forma de chapas temperadas e revenidas.

Uma outra possibilidade de substituição da família HY está nos chamados aços ULCB, que podem apresentar resistência mecânica e tenacidade comparáveis às ligas originais, mas com nível de soldabilidade muito superior. Também neste caso, essa melhoria do material pode ser creditada ao teor ultrabaixo de carbono, enquanto que a resistência mecânica é proporcionada pela microestrutura bainítica aliada ao endurecimento por solução sólida de elementos de liga. Ainda

não há registros de sua utilização real em embarcações militares, provavelmente por duas razões:

- O advento dos aços HSLA-80 e HSLA-100 deve ter diminuído a necessidade do desenvolvimento de novas ligas similares;

- O aço ULCB é um produto tipicamente japonês, uma vez que apenas as usinas siderúrgicas deste país conseguem produzir este tipo de liga com teor ultrabaixo de carbono de forma econômica e confiável.

A situação estratégica brasileira quanto a este tipo de material é crítica. De fato, limitações técnicas impediram a produção, no Brasil, das chapas de aço HY-80 que foram utilizadas nos submarinos construídos pela Marinha no final da década de 1980. Tal material teve de ser importado da Alemanha. Surge aí um problema potencialmente grave: há restrições políticas bastante severas que dificultam enormemente a importação de aços que possam ter propósitos militares. A maior potência siderúrgica mundial, o Japão, de fato restringe severamente a exportação de aços que comprovadamente venham a ser utilizados nesse sentido. Desse modo, um boicote conjunto de fornecedores internacionais de aços especiais poderia eventualmente estrangular qualquer programa brasileiro na área militar, inclusive naval, que dependesse desse material.

Dentro desse panorama, o objetivo deste trabalho foi contribuir para um melhor conhecimento das características desses novos aços através do estudo do efeito do processamento termomecânico na microestrutura e propriedades mecânicas dos aços HSLA-80 e ULCB, que são os materiais mais indicados para aplicações que requeiram chapas grossas pesadas com alta resistência mecânica e boa tenacidade.

Na primeira série de ensaios objetivou-se verificar o efeito da temperatura de reaquecimento e do grau de deformação total aplicado durante a laminação a quente sobre as propriedades mecânicas de ambos os aços. Os ensaios de laminação a quente foram feitos em escala laboratorial, sob diversas condições de processo. Foram usadas duas temperaturas de reaquecimento: 1100 e 1200°C. O grau de deformação aplicado na fase de esboçamento da laminação controlada foi de

30 ou 50%, enquanto que na fase de acabamento ele foi igual a 40 ou 67%. A temperatura de acabamento foi mantida constante em 750°C para todas as amostras estudadas nesta série.

Numa segunda série de ensaios objetivou-se estudar o efeito da temperatura de acabamento sobre as propriedades mecânicas das duas ligas estudadas. Neste caso, o grau de deformação real a quente aplicado foi constante, tendo sido fixado no máximo possível, ou seja, 50% no esboçamento e 67% no acabamento, totalizando deformação real global de 84%. As temperaturas de reaquecimento testadas foram as mesmas da primeira série (1200 e 1100°C), enquanto que as temperaturas de acabamento aplicadas foram de 700 e 800°C. Note-se que as amostras da série anterior que foram submetidas ao grau máximo de deformação e à temperatura de acabamento de 750°C também forneceram subsídios para esta análise.

As amostras laminadas de aço HSLA-80, obtidas nas duas séries de ensaio, foram adicionalmente submetidas a tratamento de envelhecimento para proporcionar endurecimento pela precipitação de cobre.

Todas as amostras assim obtidas foram submetidas à análise metalográfica e aos ensaios mecânicos de dureza, tração e impacto Charpy.

Os ensaios de reaquecimento e de laminação de esboçamento foram repetidos, sendo as amostras temperadas em água para se verificar como foi a evolução do tamanho de grão austenítico.

Capítulo 2

Revisão da Literatura

2.1. Motivação para o Desenvolvimento de Ligas Microligadas Alternativas ao HY-80

Tradicionalmente chapas grossas temperadas e revenidas de aços HY-80 e HY-100 - especificadas de acordo com a norma MIL-S-16216 [1] - são utilizadas em aplicações navais militares críticas, como áreas de conveses altamente solicitadas do ponto de vista mecânico, superfícies que determinam o curso de belonaves, cascos submetidos à pressão e paredes de tanques em submarinos convencionais. Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento, estes materiais atingem limites de escoamento da ordem de 550 ou 690 MPa, respectivamente.

Embora estes materiais apresentem ótimo desempenho em serviço, o custo de fabricação dos componentes feitos com eles é muito alto. A principal razão deste fato está associado à sua soldagem, particularmente quanto aos severos pré-requisitos para se garantir a boa execução desse processo. Caso essas recomendações não forem seguidas o risco de vultosos prejuízos é muito alto, seja devido ao sucateamento da peça ou sua falha prematura em serviço [2].

De fato, sob este aspecto as características dos aços HY são péssimas, basicamente em virtude de sua obsoleta filosofia de projeto de liga: afinal, eles derivam de um aço para blindagem desenvolvido pela Krupp alemã por volta de 1890. Naquela época, a soldagem era pouco mais que uma curiosidade científica e, de fato, esse processo só atingiu sua maturidade mais de meio

século depois. Logo, não houve a menor preocupação por parte dos metalurgistas daquela época em adequar esta liga aos requisitos típicos do processo de soldagem [3].

Um dos fatores principais que determinam a soldabilidade dos aços é o grau de imunidade que a zona termicamente afetada - ZTA (ou seja, *Heat Affected Zone - H.A.Z.*) apresenta contra o trincamento a frio, tanto na forma retardada como no que ocorre abaixo do cordão de solda. De forma geral, a suscetibilidade da ZTA de um dado aço ao trincamento depende tanto de sua composição química como da maneira como ele foi soldado. Este relacionamento pode ser visto esquematicamente na Figura 2.1. Observa-se neste gráfico que o aço HY-80 pode sofrer trincamento sob quaisquer condições de soldagem. Este diagrama ainda mostra o caminho a ser seguido para se minimizar este problema: reduzir ao máximo o teor de carbono do material.

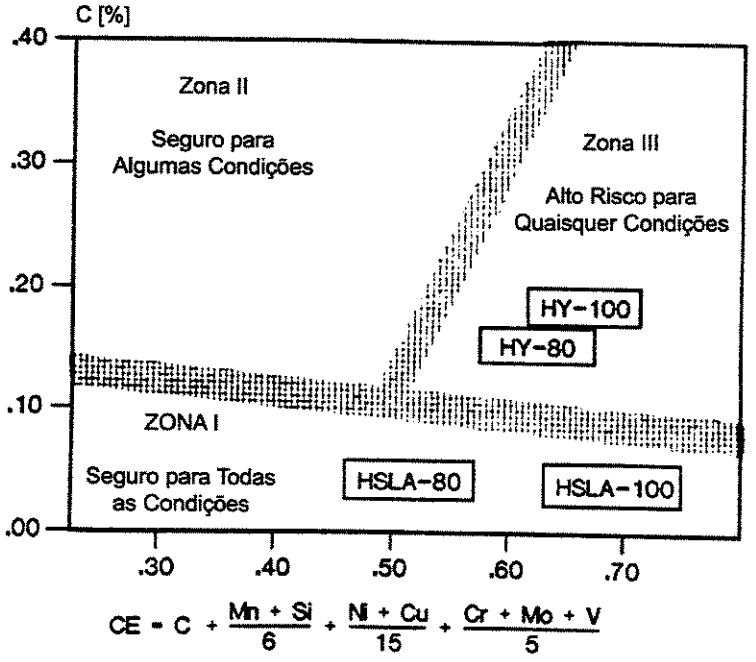


Figura 2.1: Susceptibilidade à ocorrência de trincamento na ZTA para vários aços utilizados na indústria naval militar [4].

Aqui surge um problema: praticamente todos os mecanismos de endurecimento envolvidos nos aços temperados/revenidos ou normalizados são função de seu teor de carbono. Logo, a questão crucial passa a ser como conseguir **suficiente resistência mecânica** numa liga que apresente

teor de carbono baixo o suficiente para assegurar fácil usinabilidade e boas propriedades no cordão de solda [4].

A busca de soluções para este problema levou ao desenvolvimento de ligas alternativas que apresentassem melhor soldabilidade que os aços da família HY, mas sem sacrifício da resistência mecânica ou tenacidade.

Até 1980 apenas aços martensíticos apresentavam alta resistência mecânica aliada à boa tenacidade sob baixas temperaturas na forma de chapas grossas médias e pesadas, ou seja, com espessuras acima de 20 mm. A partir de então, foram adotadas duas abordagens para o desenvolvimento de ligas alternativas às martensíticas:

- Aços endurecíveis através da precipitação de cobre, especificados nas normas A710 [5] e HSLA-80 [6];

- Aços com teor ultra-baixo de carbono, endurecíveis pela formação de microestrutura bainítica, que forma uma subestrutura de discordâncias, e pela solução sólida de elementos de liga. São comumente designados pela sigla *ULCB (Ultra Low Carbon Bainite)*.

Note-se que os mecanismos de endurecimento atuantes nestas duas ligas são relativamente independentes de seu teor de carbono, ao contrário do que ocorre na família HY.

As ligas da família A710 [5] podem ser produzidas conforme três rotas de fabricação diferentes: laminado e envelhecido (Classe 1), normalizado e envelhecido (Classe 2) e temperado e envelhecido (Classe 3). A Marinha de Guerra americana já vem aplicando este material sob condições reais, ainda que em casos não críticos. Ou seja, ele não é utilizado em estruturas que devam capturar trincas ou em blindagens. Além disso, seu uso se limita a chapas grossas relativamente leves, ou seja, com espessura entre 6 e 19 mm. O material mais leve, ou seja, com espessura inferior a 8 mm, é produzido conforme as classes 1 e 2, de acordo com as especificações impostas pela Marinha americana. Já o material pesado é produzido de acordo com a classe 3 que, aliás, é a mais utilizada tanto nas aplicações civis como militares. Tais limitações restringem a

aplicação dos aços da família A710 em pequenos vasos de guerra e em alguns locais específicos de porta-aviões e submarinos [7-13]. Nestes casos, o material deve atender à norma MIL-S-24645, recebendo as designações HSLA-80 ou HSLA-100 conforme seu nível de resistência mecânica [6].

Não foram encontradas referências na literatura sobre o uso de aços ULCB em aplicações navais militares, típicas da família HY, mas apenas desenvolvimentos em escala laboratorial e aplicações em tubos de grande diâmetro para a indústria petrolífera [3,14].

Esses novos aços possuem melhor soldabilidade, prescindindo do pré-aquecimento que se faz necessário nas ligas da família HY. Isto pode levar a reduções no custo das estruturas soldadas da ordem de US$ 800 a US$ 1.800 por tonelada de peso do componente [15].

2.2. Requisitos Típicos da Família de Aços HY e Ligas Alternativas

A norma MIL-S-16216 [1] estabelece uma série de requisitos a serem satisfeitos pelas chapas grossas de aços da família HY. Desse modo, elas podem ser qualificadas para uso em aplicações estruturais navais extremamente críticas, dentre as quais se destacam cascos de submarinos. A Tabela 2.1 mostra as propriedades mecânicas requeridas para o aço HY-80.

Tabela 2.1: Requisitos mecânicos para o aço HY-80 [9].

h [mm]	LE [MPa]	LR [MPa]	Al. Total [%]	Estricção [%]	R.I. Charpy [J]	Rasg. Dinâmico [J]
≤ 19,06	550~690	(*)	19	-	47 a -84°C	610 a -40°C
> 19,05	550~690	(*)	20	50	81 a -18°C	610 a -40°C

(*) Valores a serem estabelecidos mediante acordo entre fornecedor e cliente.

Contudo, o ensaio mais representativo para os materiais da família HY-80 é o teste de abaulamento sob explosão, que mede a resistência ao trincamento sob impacto. Ele requer a execução de quatro ensaios sob explosão (dois utilizando corpos de prova entalhados e os outros dois sem

entalhe), a -18°C, de acordo com a norma MIL-S-2149 [16]. Considera-se o ensaio utilizando corpos de prova entalhados como sendo o mais representativo, uma vez que neste caso a condição de carregamento mecânico é a mais crítica.

A partir do que já foi exposto, pode-se observar que há três abordagens para se caracterizar a tenacidade em ligas da família HY. O ensaio Charpy é relativamente simples e barato, permitindo uma rápida determinação da tenacidade do material numa primeira instância. Já o teste de rasgamento dinâmico apresenta escala significativamente maior, envolvendo quantidade de material seis vezes superior à utilizada nos ensaios Charpy. Por sua vez, o teste de abaulamento sob explosão é o mais próximo das condições reais a que o material estará exposto quando em serviço. Quanto mais representativo o teste, maior seu custo e dificuldade de execução.

Os aços da família HSLA-80 também devem atender aos requisitos mecânicos especificados para o HY-80, com exceção do ensaio de abaulamento sob explosão, que não é considerado necessário. Tal abertura decorre do fato de que, até o momento, não é permitido o uso deste tipo de aço em aplicações críticas em vasos de guerra.

Apesar disso, esse material vem sendo muito utilizado nos navios militares americanos. Sua espessura nestas aplicações raramente supera 20 mm; a maior parte do material utilizado corresponde a espessuras entre 10 e 15 mm.

Já os aços ULCB surgiram há muito pouco tempo. Ainda não há dados, normas ou exemplos disponíveis na literatura sobre seu uso em belonaves.

Um aspecto crítico na substituição do aço HY-80 por ligas alternativas é a dúvida se os valores especificados em norma para a resistência ao impacto, medida nos ensaios Charpy, e de rasgamento dinâmico, correspondem aos resultados efetivamente obtidos nos ensaios de abaulamento sob explosão. Sabe-se que essa relação ficou bem estabelecida no caso dos aços da família HY, mas não se tem certeza se o mesmo também é válido para outros tipos de liga. Suspeita-se que esta questão esteja ligada ao formato da curva resistência ao impacto, determinada pelo ensaio

Charpy ou de rasgamento dinâmico, em função da temperatura, ou seja, se a transição observada nessa curva for suave ou brusca [9].

2.3. Projeto Metalúrgico dos Aços da Família HY e Ligas Alternativas

2.3.1. HY-80

As ligas da família HY são baseadas no sistema Mn-Ni-Cr-Mo. O níquel está presente, a princípio, para conferir tenacidade sob baixa temperatura ao material. Já o cromo e molibdênio são adicionados com o intuito de se assegurar alta temperabilidade. A norma que rege este material não permite adições de micro-ligantes tais como nióbio, vanádio, titânio ou boro [9,17].

Embora a abordagem fundamental do projeto metalúrgico (*"alloy design"*) da família HY não tenha se alterado ao longo do tempo, nos últimos 30 anos ocorreram modificações em alguns limites específicos de composição. Conforme mostra a Tabela 2.2, tais alterações consistiram basicamente em se restringir as concentrações permissíveis de fósforo, enxofre, estanho, antimônio e arsênico, bem como limitar a faixa permissível do teor de carbono. Na realidade, tais mudanças refletem o aperfeiçoamento dos processos siderúrgicos de refino, em particular, os avanços no campo da desfosforação e dessulfuração [9,18].

Tabela 2.2: Evolução ao longo do tempo da composição química especificada para o aço HY-80 [9].

Elementos	1963	1972	1982	1987
C	0,18 máx.	0,12-0,18	0,12-0,18	0,12-0,18
P	0,025 máx.	0,025 máx.	0,020 máx.	0,015 máx.
S	0,025 máx.	0,025 máx.	0,002-0,020	0,008 máx (*)
P+S	0,045 máx.	0,045 máx.	0,035 máx.	-
As	-	-	0,025 máx.	0,025 máx.
Sn	-	-	0,030 máx.	0,030 máx.
Sb	-	-	0,035 máx.	0,025 máx.

(*) Chapas grossas com S≤0,002% devem ter identificação especial.

Os teores de carbono, níquel, cromo e molibdênio especificados na norma MIL-S-16216 [1] são determinados em função da espessura do material. A Tabela 2.3 mostra uma composição química típica do aço HY-80.

Apesar da atual restrição ao uso de elementos de micro-liga nos aços da família HY, estão sendo desenvolvidos estudos sobre a adição de titânio a esses materiais. Esse elemento de liga forma uma dispersão fina de precipitados de TiN que reduz a temperabilidade da zona termicamente afetada e, conseqüentemente, a magnitude dos picos de dureza nela observados. Desse modo, objetiva-se reduzir o grau de pré-aquecimento que é requerido antes da soldagem do material, a exemplo do que ocorre com os aços ao C-Mn e de baixa liga e alta resistência (BLAR) que contém titânio [9].

Os dados da Tabela 2.3 se referem à análise química de panela, expressa em porcentagem em peso. Estes valores são específicos para chapas com 25 mm de espessura [9].

Tabela 2.3: Composição química típica das ligas HY-80/HY-100, porcentagem em peso [9].

C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	C_{eq}
0,15	0,26	0,23	0,014	0,003	2,65	1,55	0,38	0,010	0,050	0,756

2.3.2. HSLA-80

O projeto metalúrgico do aço HSLA-80 é praticamente idêntico ao da liga A710 a qual, por sua vez, foi derivada dos chamados aços IN787 ou *NiCuAge*, desenvolvidos pela International Nickel Corporation [4,19-24]. Este material foi especificamente desenvolvido para uso em oleodutos e gasodutos a serem construídos nas regiões árticas. Sua principal característica é a capacidade de endurecimento pela precipitação de ε-Cu que ocorre a partir da ferrita supersaturada, entre 480 e 705°C. Composições químicas típicas dessa família de materiais podem ser vistas na Tabela 2.4.

Tabela 2.4: Composições químicas típicas da família A710, porcentagem em peso. O material da Lukens Steel é produzido por têmpera e envelhecimento (Classe 3); o da BHP é obtido através de laminação controlada (Classe 1) [4,9,23].

Elemento	Norma	Lukens	BHP
C	0,07 máx	0,05	0,05
Mn	0,40-0,70	0,50	1,40
Si	0,40 máx.	0,35	0,25
P	0,025 máx.	0,012	-
S	0,025 máx.	0,002	0,003
Ni	0,70-1,00	0,97	0,85
Cu	1,00-1,30	1,25	1,00
Cr	0,60-0,90	0,72	-
Mo	0,15-0,25	0,45	-
Al	-	-	0,02
Ti	-	-	0,015
Nb	0,020 mín.	0,040	0,020
C_{eq}	0,40-0,57	0,52	0,41

Os efeitos objetivados dos elementos de liga neste tipo de aço são os seguintes [4,9,25-28]:

. **C**: Na especificação original da lista A710 [5], o teor desse elemento foi restrito a um máximo de 0,07%, com o objetivo de se eliminar a ocorrência de trincamento a frio durante a soldagem, conforme mostra a Figura 2.1. Além disso, o material apresentará maior tenacidade. De fato, esta liga pode ser soldada com pré-aquecimento brando ou até mesmo nulo. Por outro lado, há o inconveniente de pequenas flutuações no teor desse elemento levarem a significativas variações na resistência do material quando se trabalha com teores dessa ordem de grandeza.

. **Cu**: A adição desse elemento aos aços com baixo teor de carbono leva a um aumento em sua resistência mecânica devido à precipitação de partículas ricas em cobre durante o envelhecimento. Esse elemento ainda aumenta a temperabilidade e restringe a cinética do revenimento das

estruturas bainíticas e martensíticas durante o envelhecimento efetuado sob alta temperatura. Além disso, aumenta a temperatura de não-recristalização (T_{nr}), o que contribui para maior grau de refino do tamanho de grão ferrítico.

. **Ni**: É adicionado em teores acima de 0,7% com o objetivo de se evitar os problemas de fragilidade a quente normalmente associados à presença do cobre nos aços. Além disso, aumenta dramaticamente a temperabilidade da liga, promovendo ainda maior tenacidade. Quando o material se encontra na condição como laminado, contribui para a resistência mecânica através do refino de grão e endurecimento por solução sólida.

. **Cr**: É incorporado à liga para se retardar a precipitação dos compostos a base de cobre durante o resfriamento a partir do campo austenítico, permitindo sua produção industrial de forma consistente. Esse elemento é fundamental na definição da cinética de transformação desses aços. Em particular, ele aumenta a temperabilidade bainítica através do retardamento do início da formação de ferrita proeutetóide. Esse elemento ainda retarda a cinética do revenimento da microestrutura durante o tratamento de envelhecimento.

. **Mo**: Apresenta papel idêntico ao do cromo.

. **Nb**: Utilizado para se refinar o grão durante a laminação a quente e nas fases de austenitização dos tratamentos térmicos subseqüentes (caso das Classes 2 e 3). Proporciona ainda algum endurecimento por precipitação no envelhecimento.

. **Al**: Normalmente empregado na desoxidação deste aço, contribuindo para o refino de grão.

Podem ser aplicados três tipos diferentes de tratamentos térmicos para os aços da família A710, conseguindo-se desse modo diversas combinações de resistência mecânica e tenacidade para uma ampla faixa de espessuras em chapas grossas [23]:

. Classe 1: Laminado e Envelhecido. A microestrutura ferrítica formada durante o resfriamento ao ar após a laminação a quente, convencional ou controlada, apresenta limite de escoamento entre 450 a 525 MPa. Um envelhecimento posterior entre 540 e 650°C seguido de resfriamento ao ar leva à precipitação do cobre supersaturado na forma de partículas ε, aumentando a resistência mecânica. Recomenda-se o uso de laminação controlada quando se requer maior nível de tenacidade em chapas grossas pesadas. A limitação em termos de espessura é estabelecida em função da capacidade do laminador em aplicar grau suficiente de deformação sob temperaturas relativamente baixas, de modo a promover refino de grão. Atualmente, a espessura máxima das chapas pertencentes à Classe 1 é de 19 mm.

. Classe 2: Normalizado e Envelhecido. Neste caso, é efetuado inicialmente um tratamento de normalização entre 870 e 930°C, seguido de envelhecimento entre 540 a 650°C para promover a precipitação de ε-Cu na ferrita, de modo a elevar a resistência mecânica. No estado normalizado, o material apresenta limite de resistência da ordem de 345 a 380 MPa. Podem ser produzidas chapas com espessura de até 205 mm.

. Classe 3: Temperado e Envelhecido. A austenitização entre 870 e 930°C, seguida de têmpera em água, proporciona limite de escoamento de aproximadamente 450 MPa. O envelhecimento efetuado a 540 a 665°C leva à formação das partículas a base de cobre. O endurecimento por precipitação supera amplamente o amaciamento da microestrutura temperada proporcionado pelo revenimento. Neste caso também podem ser produzidas chapas grossas de até 205 mm de espessura.

O aço A710 na condição como laminado, temperado ou normalizado apresenta dureza relativamente baixa, boa ductilidade e tenacidade moderada. Às vezes, a conformação a frio nestes estágios pode apresentar algumas vantagens, pois são requeridos menores valores de carga para se efetuar a conformação das peças em prensas. Além disso, o tratamento de envelhecimento contribui para a redução dos efeitos deletérios que a seqüência deformação a frio mais envelhecimento sob temperatura ambiente poderia ter sobre a tenacidade do material. Sua execução após a soldagem pode servir como um tratamento térmico para alívio de tensões, o que pode eventualmente contribuir para a redução do custo total da fabricação do componente.

Várias siderúrgicas já alteraram a liga A710 conforme suas condições específicas de processamento e/ou solicitações de clientes. A usina australiana BHP, por exemplo, optou por reduzir seu teor de elementos de liga, compensando essa alteração através da aplicação de um tratamento termomecânico adequado, garantindo-se desse modo as propriedades mecânicas especificadas para este material. Desse modo, foi possível a produção de chapas grossas com até 28 mm de espessura, dispensando-se a têmpera antes do envelhecimento [9]. Para tornar possível essa nova rota de fabricação, a liga teve se sofrer as seguintes alterações:

a) As adições de cromo e molibdênio foram eliminadas, uma vez que não se necessita de alta temperabilidade nessas chapas grossas relativamente leves quando se aplica a laminação controlada. Isto contribui para se melhorar ainda mais a soldabilidade do material, além de facilitar o processo de fabricação da liga. Ocorre também redução dos custos associados a ferro-ligas e a ductilidade a quente durante o material no lingotamento contínuo é melhorada.

b) O teor de manganês é elevado para se compensar, ainda que parcialmente, a perda de resistência mecânica advinda da supressão do cromo e molibdênio. Ele ainda facilita o processo de laminação controlada e promove o refino do grão ferrítico em virtude do abaixamento da temperatura onde se inicia a transformação austenita $\rightarrow$ ferrita (ponto Ar_3).

c) Aplicação de laminação controlada com temperatura de acabamento imediatamente acima do ponto Ar_3 e subseqüente resfriamento acelerado até 550°C, para se suprimir o "auto-envelhecimento" proporcionado pelo cobre ao material no estado como laminado.

d) Micro-adições de titânio e redução no teor de nióbio para melhorar a tenacidade da ZTA pela soldagem.

2.3.3. ULCB

Analogamente ao que ocorreu com os aços da família HSLA-80, o que se objetivou no desenvolvimento das ligas ULCB foi conseguir resistência mecânica através de mecanismos de endurecimento os mais independentes possíveis do teor de carbono do material.

Nos aços HY-80 é relativamente fácil obter-se estrutura martensítica através de austenitização seguida de têmpera em água, uma vez que nesta liga a ferrita proeutetóide só aparece sob taxas de resfriamento inferiores a 0,25°C/s; já a bainita superior requer velocidades menores que 20°C/s.

Para teores de carbono muito baixos, a situação se altera significativamente, uma vez que o "nariz" da reação bainítica se desloca para a esquerda, cobrindo a linha M_s do diagrama TRC. Isto torna possível a obtenção de estrutura bainítica ao longo de uma larga faixa de velocidades de resfriamento [29]. É amplamente conhecida a excelente combinação de tenacidade e resistência mecânica apresentada pelos aços bainíticos com baixo teor de C. A principal razão para este fato está no fato de que uma concentração extremamente baixa de carbono pode reduzir ou eliminar a formação de cementita entre placas na matriz de ferrita bainítica [29-34].

Na verdade, a classificação da microestrutura dos aços ULCB quando se utiliza microscopia ótica é muito difícil, em função de seu caráter acicular e da insuficiência de resolução desse método de análise. Contudo, a presença de vestígios dos antigos contornos de grão austeníticos alongados na microestrutura do aço ULCB permite diferenciá-la em relação à observada nos aços com ferrita acicular. A sua análise num microscópio eletrônico de varredura mostrou que ela é constituída de ripas bainíticas com largura entre 0,5 e 1,0 μm. Observou-se ainda uma mistura de martensita e austenita retida - o chamado constituinte MA - em pontos isolados, localizada na interface entre as ripas ou nos antigos contornos de grão austeníticos. A fração de MA observada é da ordem de alguns pontos percentuais, apresentando tendência a ser proporcional ao teor de carbono da liga. Não se conseguiu detectar cementita na bainita deste tipo de aço [33].

Esta abordagem microestrutural foi descrita pela primeira vez em McEvily e outros [34], que estudaram liga de composição química 0,03% C, 0,7% Mn, 3,0% Mo, 3,0% Ni e 0,03% Nb, que apresentou limite de escoamento de aproximadamente 770 MPa na condição como laminada. Foi constatada a necessidade de se evitar ou, pelo menos, minimizar a ocorrência de partículas de segunda fase como carbonetos e inclusões não-metálicas. Em função de seu teor de carbono ultrabaixo, supôs-se que sua soldabilidade devia ser relativamente fácil, conforme se pode depreender a partir da Figura 2.1 [4,34-36]. Note-se, contudo, que seu carbono equivalente é alto: 0,95.

Esta abordagem de liga também foi estudada em outros trabalhos [37,38] onde foram utilizadas ligas a base de Mn-Si-Mo-Cr, com estrutura bainítica, direcionadas para a produção de tiras a quente e chapas grossas leves. As faixas de composição estudadas foram: 0,003 a 0,1% C; 1,4 a 2,0% Mn; 0,05 a 0,30% Si; 0,54% Mo (máx.), 0,11% Nb (máx.) e 0,20% Cr (máx.). Apesar dos teores ultra-baixos de carbono utilizados, conseguiu-se obter materiais com limite de escoamento de aproximadamente 550 MPa e temperatura de transição no ensaio de impacto Charpy da ordem de -40°C. Foi verificado ainda neste trabalho que problemas de tenacidade sob baixa temperatura podiam ser atribuídos à precipitação de cementita nos contornos de grão e à formação de "ilhotas" do chamado constituinte M-A (martensita-austenita retida), com alto teor de carbono, na microestrutura.

Mais recentemente, a Nippon Steel Corporation anunciou o desenvolvimento do chamado aço ULCB para tubos de grande diâmetro a serem utilizados em gasodutos que operam sob alta pressão em regiões árticas [39]. A composição química deste material foi: 0,02% C, 2,0% Mn, 0,4% Ni, 0,3% Mo, 0,04% Nb, 0,02% Ti e 0,001% B. Ele foi processado através de laminação controlada, exibindo limite de escoamento de 550 MPa em chapas grossas com 20 mm de espessura, apresentando boa soldabilidade e tenacidade sob baixa temperatura.

O papel dos elementos de liga nos aços ULCB pode ser sumarizado da seguinte maneira [34,37-46]:

. **C**: a redução do teor desse elemento faz com que ocorra o desaparecimento de regiões martensíticas e/ou ilhotas do constituinte M-A significativas, pois a reação bainítica não é interrompida antes da transformação total do material. Isso efetivamente melhora a tenacidade do material sem que ocorra perda significativa de resistência mecânica. Contudo, teores extremamente baixos desse elemento acabaram por reverter essa tendência, uma vez que neste caso passa a ocorrer carência de carbono para se promover a necessária precipitação de Nb(C,N) para retardar a recristalização da austenita e refinar seu tamanho de grão durante a fase de acabamento da laminação controlada. De fato, constatou-se que a faixa ótima de teores desse elemento se encontra entre 0,01 e 0,03%.

. **B**: adição indispensável quando se deseja obter estrutura plenamente bainítica em ligas com teor ultra-baixo de carbono. Por outro lado, esse elemento apresenta afinidade muito grande com o nitrogênio. Logo, o efeito proporcionado pelo boro somente ficará garantido se o nitrogênio estiver previamente fixado através de sua combinação com um outro elemento de liga com o qual apresenta maior afinidade. Normalmente se utiliza titânio com esse objetivo.

. **Nb**: é um elemento importante nos aços ULCB, pois aumenta simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade através do refino de grão. Nestas ligas com teor ultra-baixo de carbono, há um significativo teor de nióbio em solução sólida, mesmo quando o reaquecimento for efetuado sob temperaturas relativamente baixas como, por exemplo, 1000°C. Além disso, ele aumenta significativamente a temperabilidade do aço quando solubilizado, quer isoladamente, quer em combinação com o boro. Garante-se, desse modo, o desenvolvimento da estrutura bainítica, através de um forte efeito sinérgico. Foram propostos diversos mecanismos para explicar essa sinergia. Um deles se baseia no fato de que o Nb efetivamente retarda a recristalização da austenita deformada, estabilizando os contornos de grão austeníticos através da supressão da formação de novos contornos através da recristalização. Dessa maneira, o B dispõe de tempo suficiente para se difundir até as vizinhanças dos contornos de grão austeníticos e, desse modo, aumentar a temperabilidade do material. Um segundo mecanismo propõe que o Nb reduz a difusividade e atividade do C na austenita e, desse modo, o Nb dissolvido na austenita protegeria o B, evitando que ele se transformasse em $Fe_{23}(CB)_6$. Uma terceira abordagem propõe que o Nb dissolvido na austenita, por si só, teria um efeito considerável no sentido de suprimir a formação de ferrita. Finalmente, o Nb pode contribuir para o aumento da resistência mecânica através do endurecimento por precipitação de carbonitretos na ferrita.

. **Ti**: esse elemento é utilizado para restringir o crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento da placa, bem como inibir o crescimento dos grãos austeníticos recristalizados durante a laminação a quente. Há evidências de que exerce o mesmo papel na ZTA pela soldagem. O titânio é usado ainda para garantir a eficácia da adição de boro na temperabilidade do material, combinando-se preferencialmente com o nitrogênio ao invés daquele elemento. Desse modo o B se mantém solúvel. Para que essa proteção seja efetiva, o teor de titânio deve ser superior a 3,4 vezes o teor de nitrogênio. Contudo, há evidências de que uma adição excessiva de Ti pode levar

à degradação na ductilidade do material em virtude da formação de precipitados cubóides grosseiros de TiN, cujas arestas agudas podem atuar como concentradores de tensões.

. **Mn**: é adicionado na faixa entre 1,4 a 2,0%, em função da espessura da chapa e do nível desejado de resistência mecânica. Tal elemento eleva as propriedades mecânicas da chapa, suprimindo as transformações austenita → ferrita e austenita → perlita, sem que ocorra perda significativa de tenacidade.

. **Mo, Ni, Cu, Cr**: podem ser adicionados em função da espessura da chapa e propriedades requeridas. O efeito do molibdênio e níquel nas propriedades mecânicas é similar ao do manganês. Logo, é possível estabelecer uma fórmula para cálculo de um teor de *manganês equivalente* (Mn_{eq}), que pode ser utilizado na estimativa da temperatura de início da formação de bainita (B_s) e, conseqüentemente, das propriedades mecânicas do material:

$$Mn_{eq} = Mn + 3{,}43\ \%Mo + 0{,}56\ \%Ni \qquad \textbf{(2.1)}$$

Há uma fórmula empírica que, a partir do valor de Mn_{eq}, permite calcular a temperatura B_s da liga [43]:

$$B_s = 710 - 36{,}6\ Mn_{eq}\ [°C] \qquad \textbf{(2.2)}$$

Já os efeitos do Mn e Ni em termos da tenacidade do material não são similares: adições crescentes de Mo tendem a diminuí-la, ocorrendo contrário com o Ni.

A Figura 2.2 mostra diagramas TRC (transformação durante o resfriamento contínuo) de diversas ligas ULCB típicas [40]. A partir delas pode-se observar que , em função da taxa de resfriamento aplicada à liga, podem aparecer dois tipos de martensita. Se a taxa for alta, ela será pobre em carbono, e vice-versa. Há, contudo, uma faixa de velocidades intermediárias onde só se forma bainita na microestrutura.

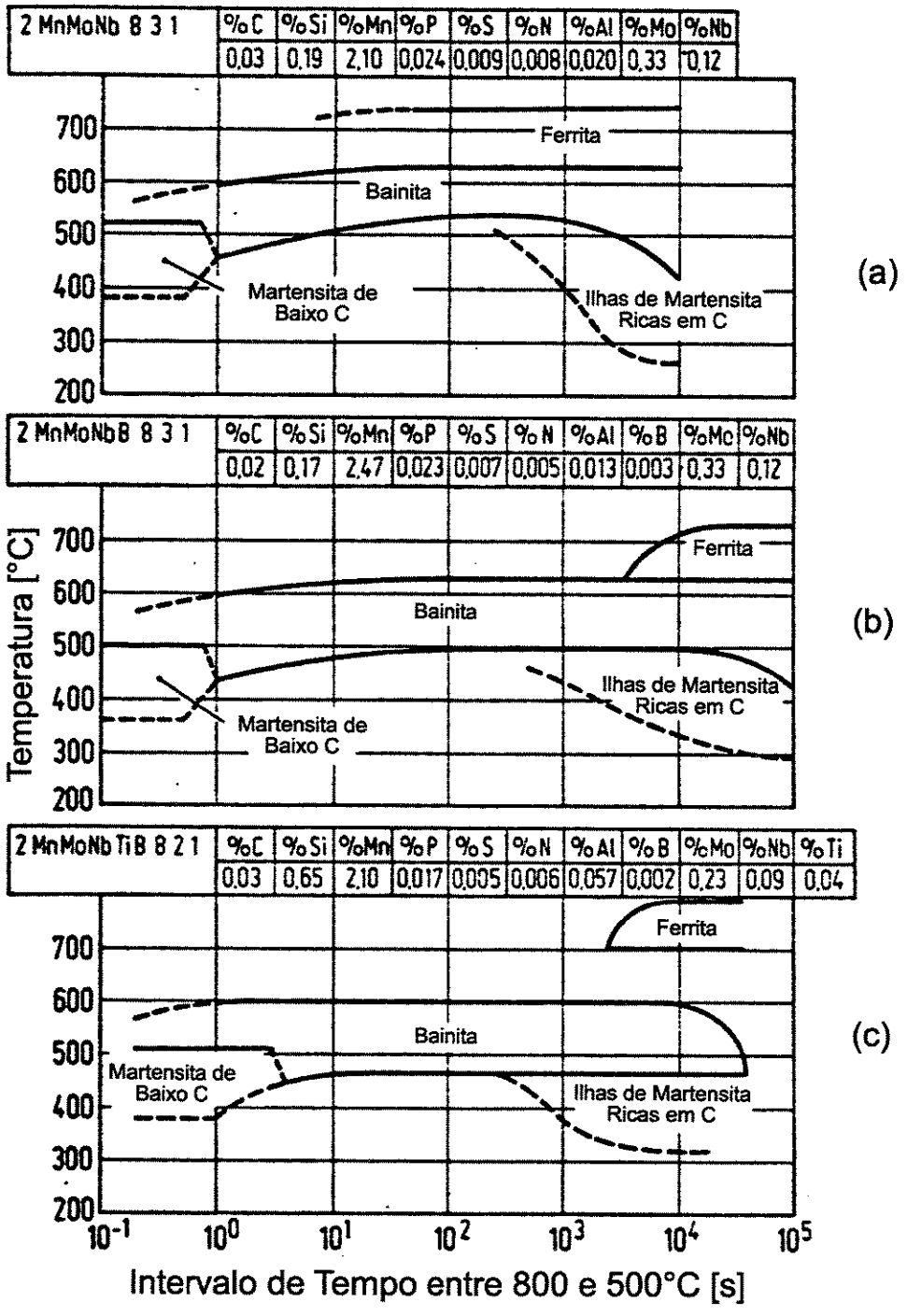


Figura 2.2: Influência da composição química no comportamento da transformação de aços ULCB ao Mn-Mo-Nb contendo aproximadamente 0,02% C. Temperatura de austenitização: 950°C [40].

Esses mesmos diagramas mostram que a adição de 0,002 a 0,003% de boro provocou um aumento de aproximadamente quinhentas vezes na taxa de resfriamento mínima necessária para o aparecimento de ferrita na microestrutura. Note-se que seu efeito não é tão forte sobre o aparecimento da perlita. Por outro lado, sua influência tende a ser potencializada no caso de teores extra-baixos de carbono. Neste caso, o teor de molibdênio, que normalmente seria adicionado para retardar tanto a formação de ferrita como a de perlita, poderia ser reduzido. Tal fato contribui para uma redução no custo da liga [40].

O aumento do teor de silício de 0,17 para 0,65% não só contribui para aumentar a resistência mecânica do material como também para alterar sua cinética de transformação. Conforme se pode observar no diagrama TRC da Figura 2.2c, esse elemento eleva o ponto Ar_3 e separa os campos de transformação ferrítico e bainítico, criando uma "baía" de austenita metaestável entre eles. Tal fato é de extrema importância para materiais que devam ser processados por tratamento termomecânico, pois amplia a faixa de tempos e temperaturas em que se pode aplicar deformação na austenita metaestável [40].

Normalmente tais materiais apresentam propriedades adequadas já no estado como laminado. Contudo, um tratamento adicional de envelhecimento pode elevar sua resistência mecânica, ainda que possa ocorrer alguma perda em sua tenacidade. Neste caso, adições de vanádio são benéficas para se aumentar o potencial de endurecimento por precipitação na ferrita.

Uma vantagem dos aços ULCB em relação aos da família A710 é seu menor teor de elementos de liga, o que reduz seu custo de produção para um mesmo nível de propriedades mecânicas. Contudo, os aços ULCB apresentam a desvantagem de terem sido desenvolvidos muito recentemente. Ainda não há informações concretas sobre seu desempenho sob condições reais no campo típico de utilização dos aços da família HY, ou seja, na indústria naval militar [44].

2.4. Vantagens Decorrentes da Substituição dos Aços da Família HY

A substituição do aço HY-80 pelo HSLA-80 já é uma realidade nos estaleiros militares norte-americanos, onde este novo material já foi utilizado na construção de vasos de guerra, com exceção de submarinos [15].

A própria produção do aço HSLA-80 é mais econômica do que a do HY-80, em função do menor teor de elementos de liga e tratamento térmico mais simples. Contudo, o potencial de economia que pode ser conseguido é ainda maior quando se considera a redução de custos que ocorre na fabricação do componente a partir da chapa grossa. Eis abaixo algumas das vantagens mais importantes [9]:

a) Não há necessidade de se pré-aquecer as chapas antes de sua soldagem;

b) Requer-se menos habilidade por parte do soldador, o que permite o emprego de mão-de-obra menos qualificada, reduzindo-se os custos ligados a pessoal;

c) Grande redução nos custos de inspeção e reparo;

d) Supressão da necessidade de se perder tempo com a fixação e retirada de dispositivos auxiliares para soldagem;

e) Pode-se dispensar a limpeza da superfície dos cordões de solda antes de se depositar passes subseqüentes;

f) Redução da qualidade requerida para a preparação da superfície.

Além disso, o material HSLA-80 apresenta maior número de aplicações economicamente viáveis que o HY-80. Outra vantagem é a possibilidade de conformação e endireitamento com chama, operações inviáveis quando se utiliza o HY-80. Finalmente, processos de soldagem com

alta produtividade - como, por exemplo, o que utiliza alta freqüência - podem ser utilizados na fabricação de peças simples em aço HSLA-80 [9].

Até o momento não há informações sobre aplicações reais onde ocorreu a substituição do aço HY-80 pelo ULCB. Contudo, uma vez que a composição química deste último tipo de liga é até mais simples que a do HSLA-80, pode-se supor que as mesmas vantagens aqui descritas também se apliquem à substituição do aço HY-80 pelo ULCB.

2.5. Aspectos Relativos ao Processo Siderúrgico dos Aços HSLA-80 e ULCB

2.5.1. Dessulfuração do Gusa e Metalurgia de Panela

Teores de enxofre menores que 0,005% são fundamentais para se alcançar altos valores de energia absorvida no ensaio Charpy, particularmente na direção transversal. Isto também é válido no tocante à ductilidade através da espessura ou estricção Z.

Logo, medidas como a dessulfuração do gusa e a globulização dos sulfetos através da injeção de compostos de cálcio no aço líquido da panela são fundamentais para se atingir os requisitos de tenacidade desejados. Obviamente, quanto maior for o nível de limpeza do aço, melhor será o desempenho do produto nos ensaios de tenacidade convencionais e no teste de abaulamento por explosão.

2.5.2. Desgaseificação a Vácuo

É recomendável a desgaseificação do aço líquido em sistemas RH que tenham capacidade de aplicar vácuo tão baixo quanto 0,5 torr, de modo a reduzir de maneira eficaz os teores de gases como hidrogênio, nitrogênio e oxigênio, conseguir alguma remoção de inclusões não-metálicas e controlar de forma mais precisa o rendimento de algumas adições, como titânio e boro [9].

No caso específico dos aços ULCB, a prática de desgaseificação precisa estar muito bem dominada, uma vez que deve ser garantido teor ultra-baixo de carbono no material e de forma ri-

gorosamente reprodutível, uma vez que mesmo pequenas variações no teor desse elemento dentro dessa faixa de magnitude implicam em alterações significativas nas propriedades mecânicas do produto [37].

2.5.3. Lingotamento Contínuo de Placas

Uma série de recursos em termos de equipamento e processo de lingotamento contínuo podem contribuir para se aumentar o grau de limpeza do produto, sua qualidade superficial e sanidade interna [9]:

a) Distribuidor (*"tundish"*) de grande capacidade;

b) Proteção do jato de aço líquido através de selo de gás inerte;

c) Molde com sistema para controle automático do nível de aço líquido;

d) Controle do nível de segregação central da placa através da utilização de rolos com pequeno espaçamento entre si, refrigerados internamente com água e equipados com mancais adequados para minimizar sua deflexão;

e) Resfriamento acelerado do veio com neblina de água, garantindo-se desse modo controle uniforme da extração de calor ao longo de sua largura;

f) Utilização de conicidade variável na máquina de lingotamento contínuo, juntamente com agitação eletromagnética cíclica.

2.5.4. Laminação Controlada

A Figura 2.3 mostra, de forma esquemática, os tratamentos termomecânicos usualmente aplicados nos aços HSLA-80 e ULCB.

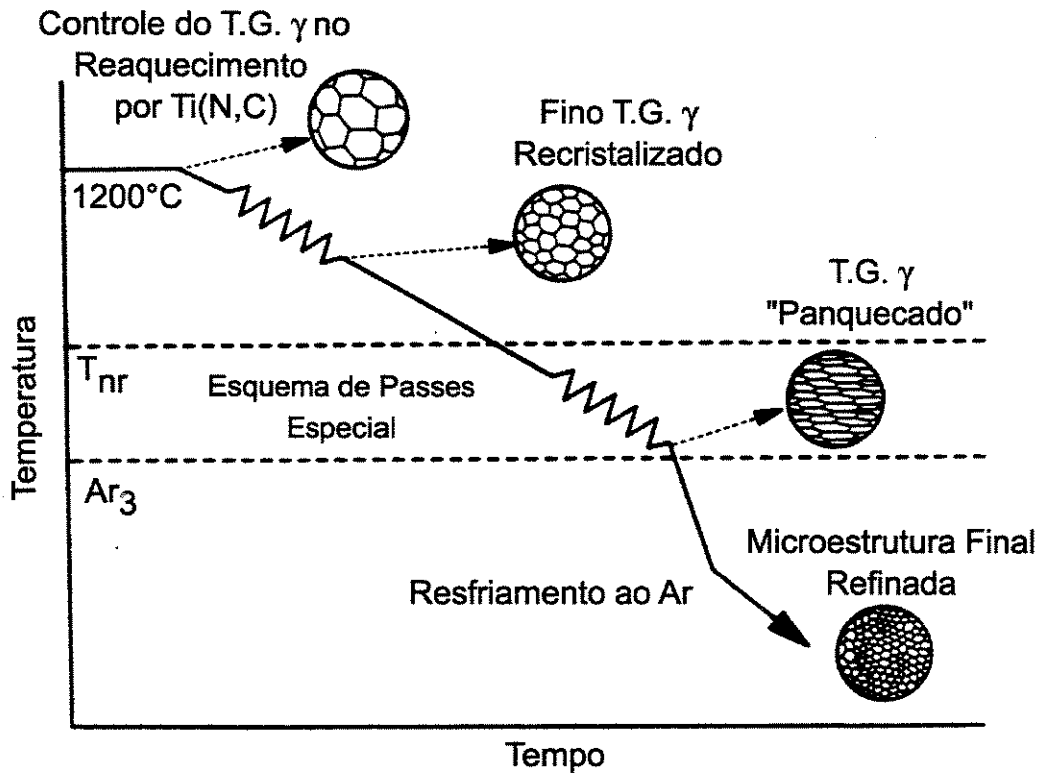


Figura 2.3: Esquema da laminação controlada empregado no processamento de aços HSLA-80 e ULCB [9,39].

Reaquecimento. Tanto nos aços da família HSLA-80 como ULCB é fundamental que o tamanho de grão austenítico após o reaquecimento da placa seja o menor e o mais uniforme possível. Um recurso utilizado nos dois casos é a adição de titânio à liga, cujos precipitados (TiN) somente se solubilizam sob temperaturas muito acima das empregadas comercialmente para a austenitização do material. Recomenda-se que o tamanho dessas partículas não exceda a 0,02 μm e que a fração de TiN presente na microestrutura seja superior a 0,004%. A primeira condição é atendida através da utilização de lingotamento contínuo, cuja alta velocidade de resfriamento durante a solidificação concorre para o refino dos precipitados de titânio. Já a segunda condição é conseguida através do balanceamento dos teores de titânio e nitrogênio [9,39,41].

Laminação de Esboçamento. O objetivo principal desta fase do processo - efetuada na faixa de temperaturas onde a austenita se recristaliza rapidamente - é promover a formação de microestrutura com grãos austeníticos refinados e recristalizados imediatamente antes do início da fase de acabamento, a qual é executada abaixo da temperatura onde não mais ocorre recristalização da

austenita entre os passes de laminação (T_{nr}). No caso dos aços HSLA-80, acredita-se que o alto teor de cobre exerça forte efeito retardador na recristalização da austenita, a qual se somaria aos efeitos similares exercidos pelo titânio e nióbio, precipitado ou em solução sólida [9,47]. Já nos aços ULCB, o efeito do boro se soma ao do nióbio e titânio no sentido de se restringir a recristalização da austenita [46]. Um aspecto fundamental para a obtenção de uma estrutura austenítica refinada e homogênea é o correto dimensionamento do esquema de passes na fase de esboçamento. A filosofia adotada por um produtor de aço HSLA-80 foi executar o esboçamento sob temperaturas relativamente altas, da ordem de 1000 a 1100°C, juntamente com a aplicação de passes individuais pesados, com grau de deformação acima de 16%, para restringir a possibilidade da formação de grãos austeníticos de tamanho heterogêneo, fenômeno que tende a prejudicar a tenacidade do produto [9].

Laminação de Acabamento. No caso do aço HSLA-80, observou-se que reduções totais muito pesadas nesta fase onde a recristalização do material deve estar totalmente suprimida entre passes, acima de 67%, são benéficas para se obter altos valores de tenacidade sob baixas temperaturas. Isto decorre da intensa multiplicação de sítios favoráveis à nucleação da ferrita presentes nos contornos/subcontornos de grão e bandas de deformação geradas na austenita alongada pela deformação. Consegue-se desse modo temperaturas de transição inferiores a -120°C no material como laminado submetido ao ensaio Charpy. É fundamental que a chapa grossa apresente temperaturas de transição dessa ordem de magnitude nesta etapa do processo, para que se possa compensar o inevitável efeito fragilizante que acompanha o tratamento de envelhecimento. Outro aspecto vital é que se conhecer previamente, e de forma precisa, a temperatura de não-recristalização (T_{nr}) do material a ser processado.

Resfriamento Controlado. Em materiais onde o tratamento de envelhecimento é imprescindível para se atingir as propriedades desejadas, é altamente recomendável a aplicação de resfriamento forçado imediatamente após a laminação. Esta etapa se faz necessária para se suprimir o auto-envelhecimento que ocorreria no material caso ele se resfriasse naturalmente ao ar. Tal precipitação prematura é indesejável, pois não contribui para o endurecimento do produto e desperdiça o cobre disponível em solução para se atender a esse objetivo. Verificou-se que o resfriamento forçado de esboços de aço HSLA-80 com 25 mm de espessura, sob taxas da ordem de 2 a

3°C/s, desde a temperatura de acabamento até 550°C, é plenamente adequado para que o material atinja as propriedades objetivadas. Algumas variantes da família ULCB também podem sofrer tratamento de envelhecimento; neste caso, o resfriamento forçado após laminação - como o que normalmente é feito na laminação de tiras a quente - também contribuirá para se maximizar a resistência mecânica do produto final [40,45].

No caso dos aços ULCB - e, até em certo grau, da família HSLA-80 - deve-se considerar que o atual conhecimento sobre os princípios e práticas da laminação controlada não é inteiramente adequado. De fato, esta tecnologia foi exaustivamente estudada no caso de aços de Baixa Liga e Alta Resistência (BLAR) para tubos petrolíferos (oleodutos e gasodutos), cujo projeto de liga é ligeiramente diferente do utilizado nas famílias HSLA-80 e ULCB. Em primeiro lugar, as composições químicas dos aços BLAR convencionais são mais simples. Além disso, a espessura do produto final é relativamente fina, entre 12 a 18 mm, enquanto que chapas para uso em vasos de guerra apresentam espessura típica de 25 mm.

O principal fator que diferencia os aços BLAR convencionais dos ULCB é o maior teor de elementos de liga substitucionais deste último, o que leva a duas alterações metalúrgicas básicas:

- Modificações nas relações que governam a solubilidade do Nb(C,N) na austenita;

- Níveis anormais de arraste por soluto, o que restringe a movimentação dos defeitos cristalinos.

A maior espessura dos produtos feitos em aço ULCB para uso em belonaves dificulta sua laminação controlada. Sob tais condições, os elevados gradientes de temperatura e grau de deformação que se desenvolvem ao longo de sua espessura durante a laminação tornam difícil a obtenção de microestruturas homogêneas no esboço. Conforme já citado anteriormente, isto se reflete de forma negativa na tenacidade do material.

Outro aspecto a ser considerado é a resposta da austenita microligada ao nióbio, vanádio e titânio ao tratamento termomecânico. Ela é função dos seguintes fatores:

a) Relação entre a temperatura de reaquecimento de placas efetivamente utilizada e a temperatura a partir da qual começam a aparecer grãos grosseiros (T_{cga}) no material;

b) Relação entre as temperaturas de laminação e T_{nr};

c) Relação entre a taxa de resfriamento após a laminação e o diagrama TRC do material.

Todas as temperaturas críticas da austenita microligada (T_{cga}, T_{nr}, Ar_3, B_s) são fortemente influenciadas pelo tipo e estado dos elementos de micro-liga presentes. O alto teor de elementos substitucionais presentes nos aços HSLA-80 e ULCB certamente altera de forma significativa tais temperaturas. Por exemplo, elementos como manganês e molibdênio elevam a solubilidade do Nb(C,N) na austenita, o que tenderia a abaixar essas temperaturas críticas. Esse fato deve ser levado em conta ao se dimensionar os parâmetros de processo da laminação controlada [3].

Outro aspecto a ser considerado no caso específico dos aços ULCB é o efeito da deformação a quente sobre a transformação da austenita. A princípio esse efeito consiste na aceleração da transformação bainítica durante o resfriamento posterior, com aumento na temperatura de início de formação da bainita (B_s). Esse efeito redutor na temperabilidade é aumentado pela precipitação de Nb(CN) na austenita durante a laminação a quente, reduzindo o teor de nióbio solúvel por ocasião de sua transformação [48,49]. Outro aspecto a ser considerado é o refino no tamanho dos pacotes bainíticos, ou seja, dos agregados de ripas de ferrita bainítica paralelas com a mesma orientação cristalográfica. A deformação na região de não-recristalização da austenita permite reduzir o tamanho desses pacotes, elevando a tenacidade das chapas grossas. Contudo, foi constatado que a deformação a quente não acarretou alteração significativa na temperatura de início da transformação bainítica (B_s) [31,42,48-52].

2.5.5. Envelhecimento

Nos aços da família HSLA-80, uma contribuição expressiva à resistência mecânica deriva da presença do cobre. O cobre tem diâmetro atômico muito próximo ao do ferro; esses elementos

não formam compostos intermetálicos entre si. O valor máximo de solubilidade do cobre em ferro é de 2,4% a 840°C [53]. O envelhecimento do material leva à precipitação de ε, um precipitado rico em cobre, na forma de partículas com diâmetro variando entre 2 e 45 nm. Conforme a temperatura, este precipitado contém até 4% de Fe [54]. Eles se localizam dentro de discordâncias formadas no interior dos grãos de ferrita, bem como em seus contornos e subcontornos [4]. Os padrões de difração eletrônica mostraram que o precipitado ε é constituído de cobre, possuindo parâmetro de reticulado ligeiramente maior do que o do metal puro [53]. Contudo, em aços comerciais, esses precipitados são recobertos por uma segregação de Mn ou Ni, como ficou comprovado a partir de ensaios com espalhamento de nêutrons de baixo ângulo [55,56].

A Figura 2.4 mostra a evolução do diâmetro das partículas de ε durante envelhecimentos efetuados a 500, 600 ou 700°C. O envelhecimento realizado sob temperaturas entre 500 e 600°C é caracterizado por apresentar dois estágios de crescimento de partícula. A primeira etapa se caracteriza por apresentar um rápido aparecimento de partículas de ε já no início do tratamento, indicando que a difusão do cobre é bastante rápida nesse momento, provavelmente devido a um excesso de lacunas presentes no material. Essas partículas apresentam diâmetro médio de 90 angstroms e apresentam pouco crescimento após envelhecimento de 50 horas a 500°C ou 1 hora a 600°C. Durante esse segundo estágio do envelhecimento o crescimento das partículas é proporcional à raiz quadrada do tempo, através da difusão normal por volume, uma vez que a densidade de lacunas do material fica menor.

A evolução da dureza ao longo do envelhecimento efetuado a 500, 600 ou 700°C pode ser vista na Figura 2.5. Ela está diretamente relacionada com as alterações verificadas na microestrutura do material, mostradas na Figura 2.4. A dureza atinge seu valor máximo quando está presente máxima quantidade de precipitados com tamanho mínimo [53]. A dureza cai assim que se inicia o segundo estágio de crescimento dos precipitados.

O envelhecimento é vital para a obtenção das propriedades mecânicas objetivadas nos aços HSLA-80 e A710. Nos aços comerciais, ocorre na realidade uma precipitação simultânea de cobre e de carbonitretos de nióbio, uma vez que a faixa de temperaturas normalmente utilizadas favorece essa dupla ocorrência [57,58]. Contudo, apesar de se tratar da precipitação de duas fases

distintas, observa-se apenas um pico de dureza, ao invés de dois picos distintos para cada constituinte. Uma

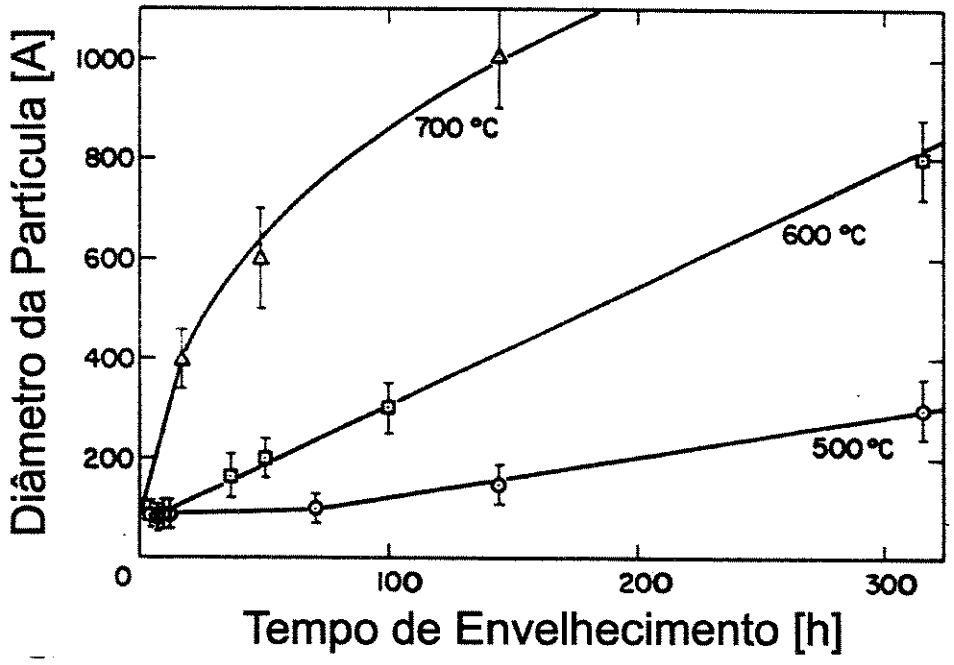


Figura 2.4: Crescimento de partículas esféricas de ε durante o envelhecimento de uma liga Fe-1,23% Cu a 500, 600 e 700°C [53].

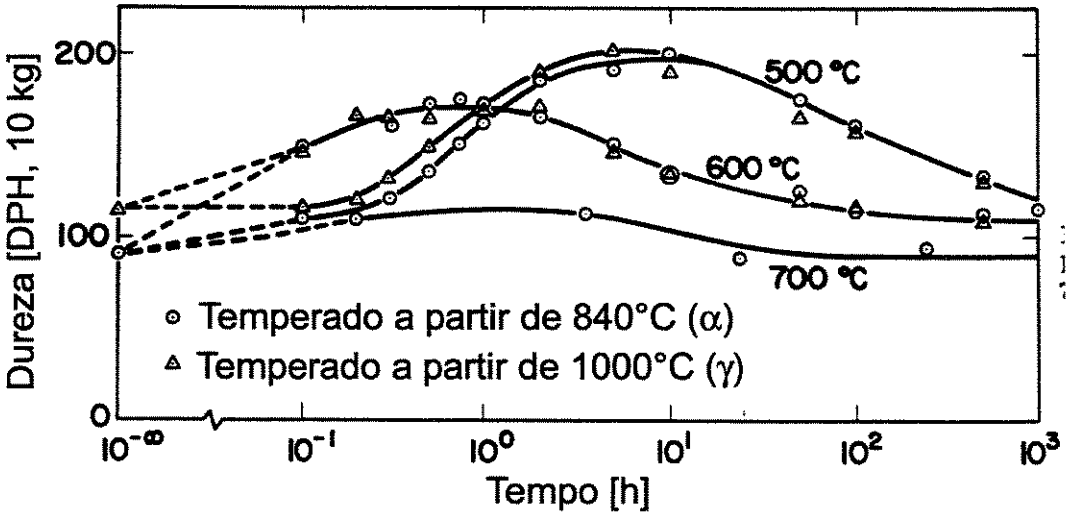


Figura 2.5: Endurecimento por precipitação de uma liga Fe-1,23% Cu a 500, 600 e 700°C [53].

vez que o ganho em resistência mecânica que se consegue nesta fase do processo advém de endurecimento por precipitação, espera-se que ocorra simultaneamente alguma perda de tenacidade [59].

Na prática, foi verificado em alguns casos que, em chapas temperadas em água, ocorre um máximo de tenacidade quando o envelhecimento foi feito a 260°C. Já o limite superior em termos de resistência mecânica foi conseguido para envelhecimento realizado a 510°C. No primeiro caso pode-se atribuir o aumento da tenacidade proporcionado pelo envelhecimento como sendo conseqüência do alívio de tensões que deve ter ocorrido no material bruscamente temperado com água [4,59-61].

Os aços ULCB também são passíveis de envelhecimento, desde que contenham teores suficientes de nióbio, titânio ou vanádio para promover o endurecimento secundário. Temperaturas de envelhecimento de até 400°C levam a um moderado aumento na resistência mecânica sem afetar significativamente sua tenacidade. Isto caracteriza a ocorrência da liberação de tensões residuais decorrente da transformação de fases. Já o tratamento entre 400 e 550°C leva à perda de resistência mecânica. Essa tendência, contudo, se inverte se o tratamento for aplicado entre 550 e 650°C. Esse aumento é notável, mas leva à perda de tenacidade. A resposta ao envelhecimento é mais intensa para ligas que contém titânio ao invés de vanádio [39-41].

2.5.6. Têmpera e Revenimento

As instalações para a eventual têmpera e revenimento de chapas grossas especiais para uso em navios militares devem processar materiais dentro das seguintes faixas dimensionais: espessura entre 5 e 100 mm; largura máxima de 3.200 mm; comprimento máximo de 15 metros. O uso de cortinas de água de alta intensidade, com fluxo total de líquido da ordem de 30.000 litros/minuto, aliado a um projeto otimizado de rolos para têmpera, é altamente recomendável quando se deseja temperar, de forma eficiente, materiais com baixo teor de elementos de liga (carbono equivalente reduzido), ou seja, com melhor soldabilidade. De fato, algumas instalações são capazes de atingir taxas de resfriamento de até 40°C/s na faixa de temperaturas entre 800 e 300°C, considerando-se como ponto de referência o núcleo de esboços com 25 mm de espessura [9].

2.6. Comparação entre as Propriedades Obtidas em Chapas Grossas de Aços HY-80, HSLA-80 E ULCB

2.6.1. HY-80

A Tabela 2.5 apresenta os resultados obtidos em termos de propriedades mecânicas do material HY-80 produzido na BHP, uma siderúrgica australiana. Sua composição química está na Tabela 2.3. Um fato digno de nota ao se observar esses dados é a pequena diferença entre os valores de energia absorvida determinados através do ensaio Charpy para os corpos de prova longitudinais e transversais, que foi de apenas 10%. Isto pode ser atribuído ao bom nível de limpeza do aço, aliado à uma prática adequada no tratamento térmico de têmpera e revenimento [9]. Vale destacar que essas propriedades estão dentro dos valores especificados pela norma MIL-S-16216 [1].

Tabela 2.5: Propriedades mecânicas típicas de chapas grossas de aço HY-80 [9].

Espes. [mm]	L.E. [MPa]	L.R. [MPa]	Al. Total [%]	Energia Absorvida		
				Temperat. [°C]	Longit. [J]	Transv. [J]
9,5	644	762	32	-	-	-
50	616	731	25	20	216	207
				-18	214	203
				-40	209	193
				-84	184	164

2.6.2. HSLA-80

A Tabela 2.6 sumariza os valores especificados de propriedades mecânicas para as três classes do aço A710, liga gêmea do HSLA-80. Como se pode observar, a se seguir rigorosamente a norma MIL-S-16216 [1], a substituição do aço HY-80 pelo A710 estritamente especificado pela norma é complicada. O material Classe 1 (laminado e envelhecido) possui limite de escoamento e

alongamento suficientes para substituir o HY-80, mas as temperaturas em que os ensaios de impacto foram efetuados são diferentes das que caracterizam o aço original, impedindo uma comparação direta em termos de tenacidade a partir das especificações originais da norma.

Tabela 2.6: Limites inferiores de resistência mecânica e ao impacto Charpy para aços da família A710. Os valores especificados de resistência ao impacto se aplicam para toda a faixa de espessuras [23].

Espessura [mm]	L.E. [MPa]	L.R. [MPa]	Al. Total [%]	Energia Absorvida		
				Temperat. [°C]	Longit. [J]	Transv. [J] (*)
Classe 1						
5,0-8,0	585	655	20	-45	27	20
8,1-19,0	550	655	20			
Classe 2						
5,0-25,0	450	495	20			
25,0-50	415	495	20	-45	-45	47
≥ 51,0	380	450	20			
Classe 3						
5,0-50,0	515	585	20	-62	69	47
≥ 51,0	450	515	20			

(*) Requisito não obrigatório para materiais classes 2 ou 3.

Já os aços A710 Classes 2 e 3 não atendem às especificações do aço HY-80 quanto à resistência mecânica. No tocante à tenacidade, vale o mesmo já dito para o material Classe 1. De fato, esta variante da liga A710 apresenta o maior nível de resistência mecânica da série, ocorrendo o oposto para a Classe 2.

Os valores especificados de resistência mecânica para as três classes diminuem à medida que a espessura do produto aumenta. Isto reflete as menores taxas de resfriamento inerentes às chapas mais pesadas, nas quais se torna impossível reter teor de cobre supersaturado suficiente para se manter nível similar de precipitação durante o envelhecimento posterior. É interessante notar que o material A710 Classe 3 (temperado e envelhecido) perde menos resistência mecânica

à medida que se aumenta a espessura da chapa, em relação aos aços convencionais de baixa liga temperados e revenidos. Ao que parece, o efeito da taxa de resfriamento no sentido de se manter o cobre em solução sólida é menor que o requerido para se manter microestruturas de martensita refinada e bainita inferior nos aços convencionais [23].

Ligas A710 da Classe 3 apresentam máxima tenacidade, expressa em termos da resistência ao impacto no ensaio Charpy. É interessante notar que isso ocorre mesmo apresentando resistência mecânica mais alta que o material Classe 2. Os aços da Classe 1 possuem bons valores de tenacidade, ainda que sejam os piores desta série. Provavelmente isto decorre do fato de que eles não se beneficiam do refino de grão proporcionado pela reaustenitização que ocorre durante os tratamentos de normalização ou têmpera e revenimento.

Deve-se atentar para um fato importante: estas ligas permitem a obtenção de combinações de resistência mecânica e tenacidade bem mais diversificadas que as apresentadas explicitamente na norma ASTM A710. Pode-se alterar substancialmente o balanço dessas propriedades através de alterações da ordem de 25 a 50°C na temperatura de envelhecimento. De fato, ligas com características similares ao HY-80 já são produzidas comercialmente pela ARMCO norte-americana, usando uma versão do aço A710 Classe 3 [23], o qual apresenta soldabilidade muito superior ao material original.

Uma abordagem similar também foi adotada pela siderúrgica americana Lukens. Sua versão de aço A710 Classe 3 para substituir o HY-80 apresentou a seguinte composição química: 0,05% C / 0,50% Mn / 0,009% P / 0,002% S / 1,12% Cu / 0,88% Ni / 0,71% Cr / 0,20% Mo / 0,28% Si e 0,035% Nb, o que resulta num valor de carbono equivalente igual a 0,45%. A Figura 2.6 mostra os histogramas de freqüência relativos aos limites de escoamento e resistência, bem como a resistência ao impacto medida pelo ensaio Charpy, que foram levantados para este tipo de material. Note-se que os valores médios das propriedades mecânicas obtidas atenderam facilmente ao especificado na norma MIL-S-16216, que dita os requisitos para o aço HY-80 [1].

É possível melhorar ainda mais as características de tenacidade deste produto através da adoção de laminação controlada antes do tratamento de austenitização, têmpera e envelhecimento.

Isto fica evidente nos resultados obtidos nos ensaios de rasgamento dinâmico mostrados na Figura 2.7. A principal alteração efetuada no processo de laminação foi a redução da temperatura de acabamento. Fica evidente a partir daí que a laminação controlada se mostrou vital para se atingir os níveis de tenacidade especificados pela norma MIL-S-16216 [1] em termos do rasgamento dinâmico [4].

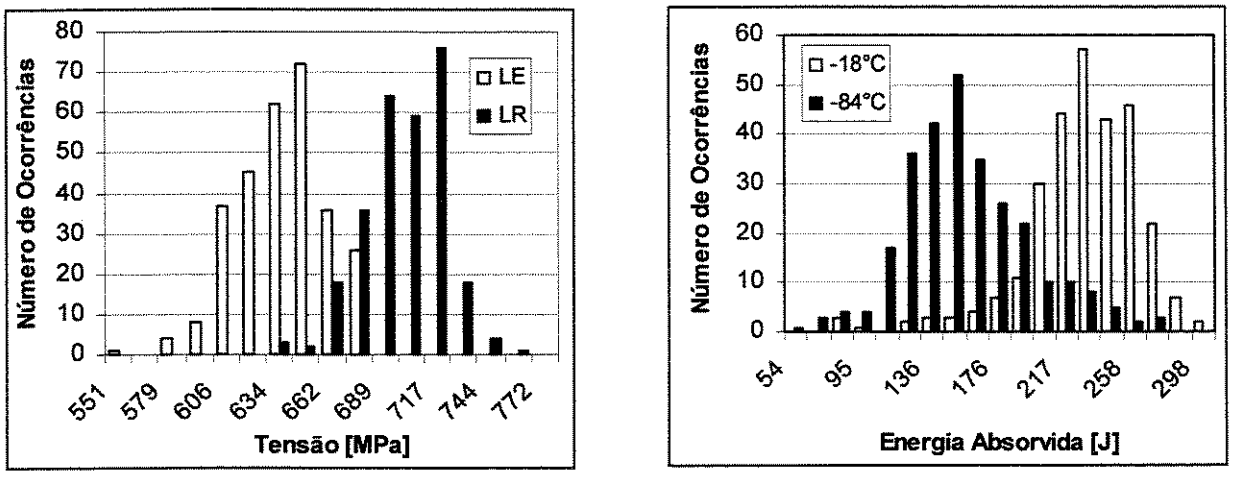


Figura 2.6: Distribuição das propriedades mecânicas relativas a chapas grossas com 19 mm de espessura em aço A710 Classe 3 produzidas pela Lukens Steel. O envelhecimento foi efetuado entre 605 e 625°C [4].

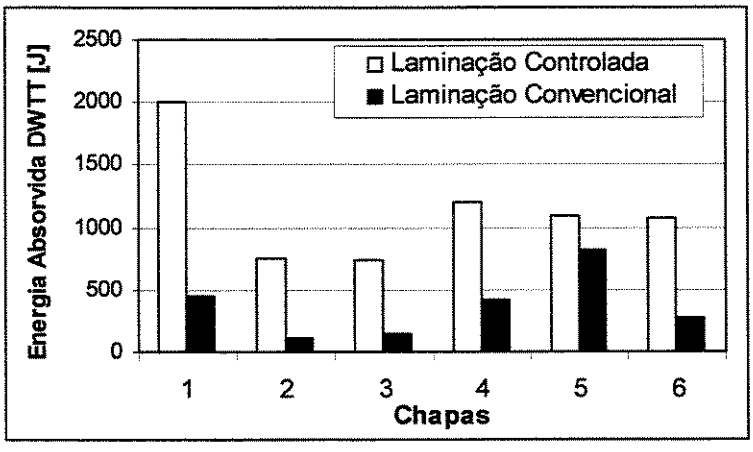


Figura 2.7: Comparação dos valores de tenacidade determinados no ensaio de rasgamento dinâmico executado a -40°C em chapas com 25 mm de espessura em aço A710 Classe 3, processados ou não através de laminação controlada antes do tratamento de austenitização, têmpera e envelhecimento [4].

Devido à temperabilidade limitada deste tipo de liga, a espessura máxima de chapa produzida a partir dela fica restrita a 32 mm para aplicações onde se requer alta tenacidade. Em aplicações mais brandas é possível produzi-lo na forma de chapas com até 127 mm de espessura [4].

Já a BHP optou por produzir o aço A710 conforme a Classe 1, ou seja, através de laminação e envelhecimento. Foi adotada a prática de laminação controlada com o objetivo de se maximizar a tenacidade do produto.

A Figura 2.8 mostra os resultados obtidos em termos de resistência mecânica neste caso. Conforme se pode deduzir a partir desses dados, o material como laminado não atingiu o valor mínimo especificado para o limite de escoamento conforme a norma MIL-S-16216 [1], qualquer que fosse a espessura da chapa e/ou a condição de resfriamento. Pode-se notar ainda que o uso de resfriamento forçado após a laminação aumentou o limite de escoamento do material, particularmente para chapas mais pesadas, ou seja, espessura da ordem de 25 mm. Isso pode ser atribuído ao maior grau de refino da microestrutura final, bem como pela supressão do "auto-revenimento", o qual aumenta o efeito endurecedor do tratamento de envelhecimento [9].

A Figura 2.9 mostra o desempenho em termos de tenacidade do material, determinado pelo ensaio Charpy. Sob este aspecto, tanto as chapas no estado como laminado, como as envelhecidas, apresentaram resultados satisfatórios ao longo de toda a faixa de espessuras pesquisada, ou seja, 12 a 25 mm [9]. A condição de envelhecimento aplicada - 550°C por 30 minutos - garante aumento máximo na resistência mecânica proporcionada pela precipitação de cobre. Tal mecanismo de endurecimento normalmente leva à elevação da temperatura de transição determinada pelo ensaio Charpy. Os dados da Figura 2.9 mostram que, de fato, ocorre aumento da temperatura onde se observa 50% de área dúctil na área fraturada dos corpos de prova quando se efetua o envelhecimento no material. Tal ocorrência foi particularmente crítica no caso de chapas com espessura da ordem de 25 mm, quando a temperatura de transição se aproximou de -85°C, que é a temperatura especificada na norma MIL-S-16216 [1,9].

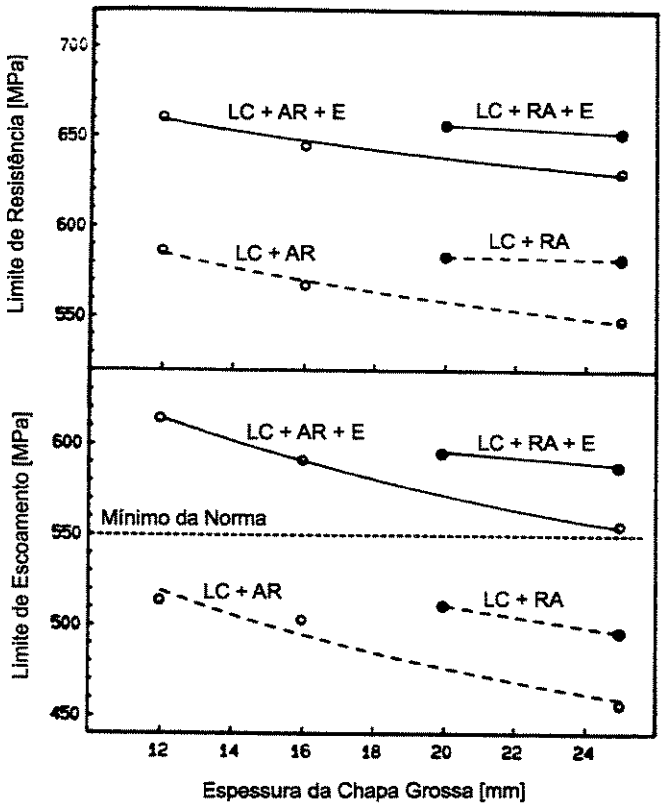


Figura 2.8: Influência da espessura do esboço e da taxa de resfriamento após laminação controlada na resistência mecânica de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP. Temperatura de envelhecimento igual a 550°C. Legendas: LC = laminação controlada; RA = resfriamento acelerado; AR = resfriamento ao ar; E = envelhecido.

Uma solução para se aumentar a margem de segurança no atendimento aos requisitos dessa norma consiste em se proceder a um "super-envelhecimento" dos precipitados de cobre. Este tratamento se revelou eficaz para minimizar o aumento da temperatura de transição no ensaio Charpy, sem prejudicar demasiadamente a resistência mecânica do material.

Os efeitos do tratamento de envelhecimento sobre as propriedades mecânicas do aço A710 Classe 1 podem ser vistos na Figura 2.10. Note-se que um "super-envelhecimento" a 600°C por 30 minutos pode reduzir o aumento verificado na temperatura de transição para apenas 15°C, satisfazendo simultaneamente os requisitos do limite de escoamento, ainda que com margem relativamente pequena. Como se vê, a escolha da temperatura de envelhecimento deve ser feita a partir

da identificação da propriedade mais crítica para a aplicação em questão: resistência mecânica ou tenacidade [9].

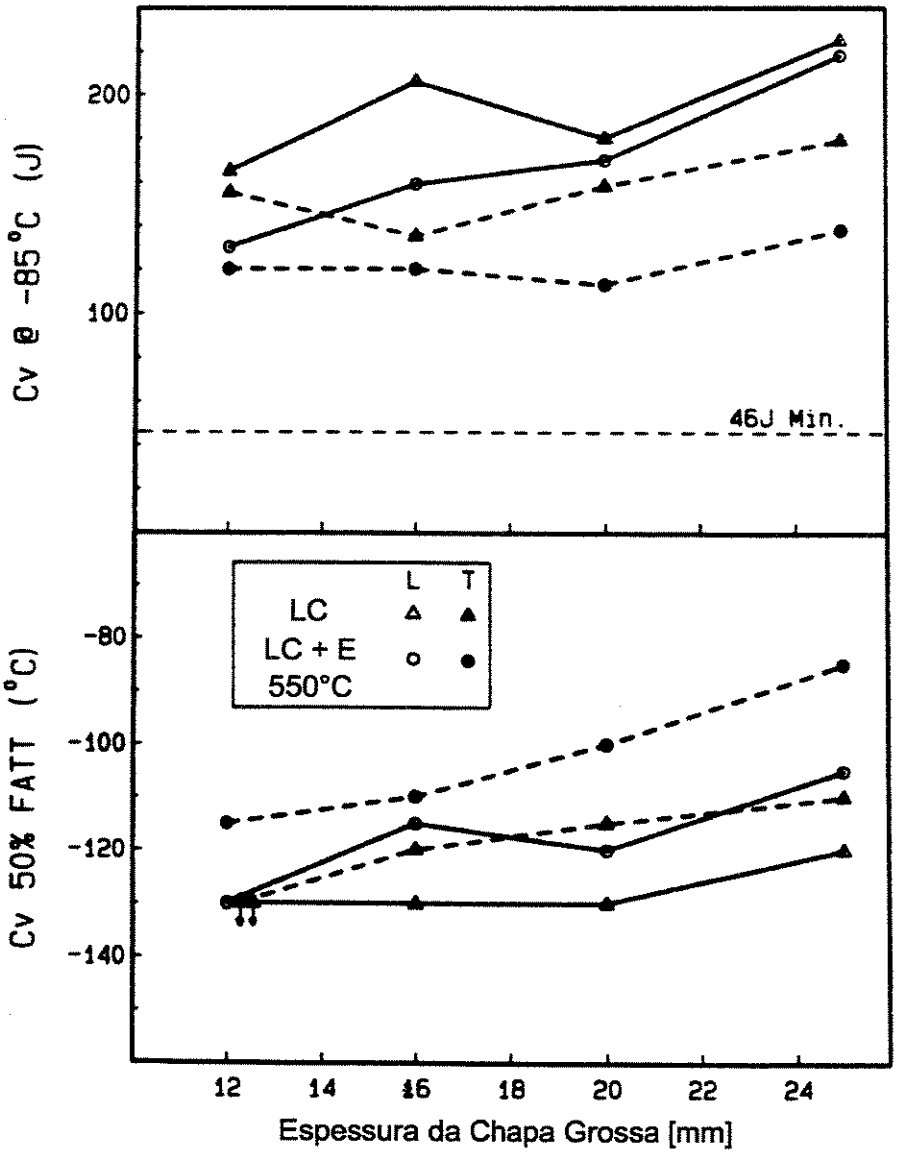


Figura 2.9: Efeito do envelhecimento (550°C, 30 minutos) sobre a tenacidade, determinada através de ensaio Charpy executado a -85°C em amostras de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP. Legendas: LC = laminação controlada; E = envelhecida. [9].

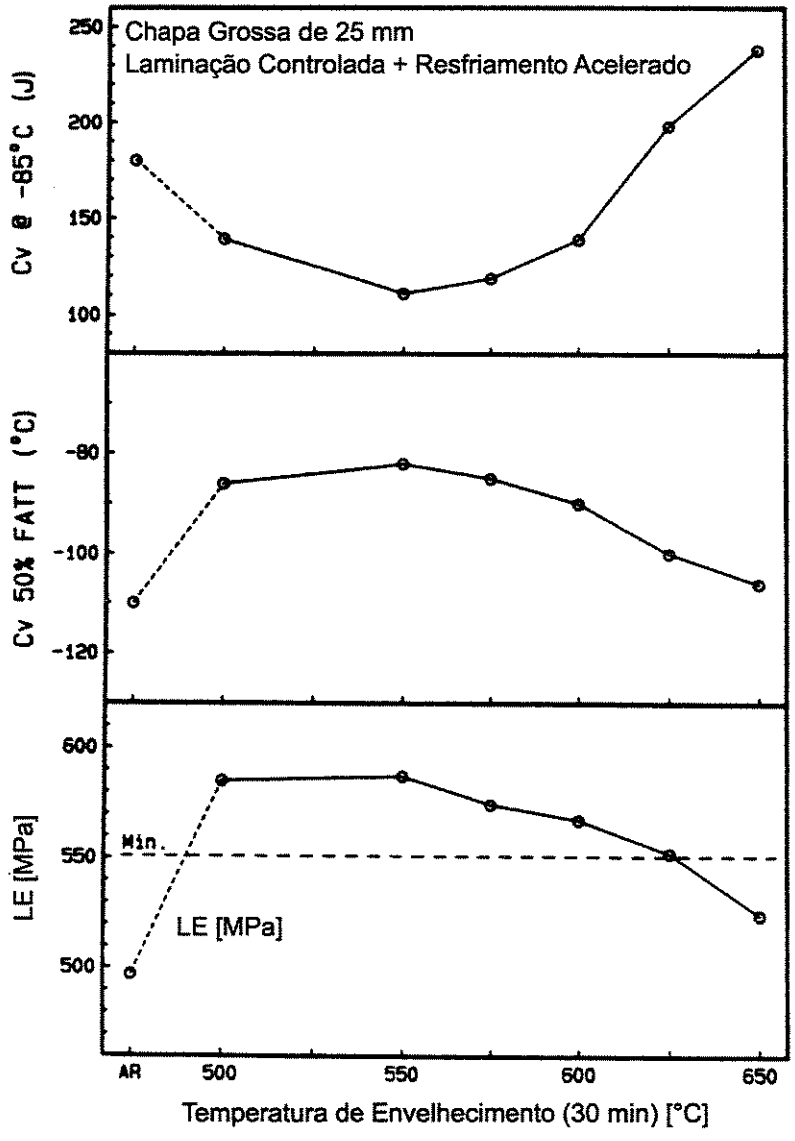


Figura 2.10: Efeito da temperatura de envelhecimento sobre a tenacidade e limite de escoamento de chapas de aço A710 Classe 1 com 25 mm de espessura, produzidas pela BHP [9].

A Figura 2.11 mostra curvas de transição determinadas pelo ensaio de rasgamento dinâmico em chapas com 20 e 25 mm de espessura. Ambas atenderam às especificações da norma MIL-S-16216 (ou seja, energia mínima de 610 J a -40°C) [1] quando foram envelhecidas a 550 e 610°C, respectivamente [9]. Note-se que a chapa mais espessa teve de ser submetida ao "super-envelhecimento" para manter nível similar de tenacidade.

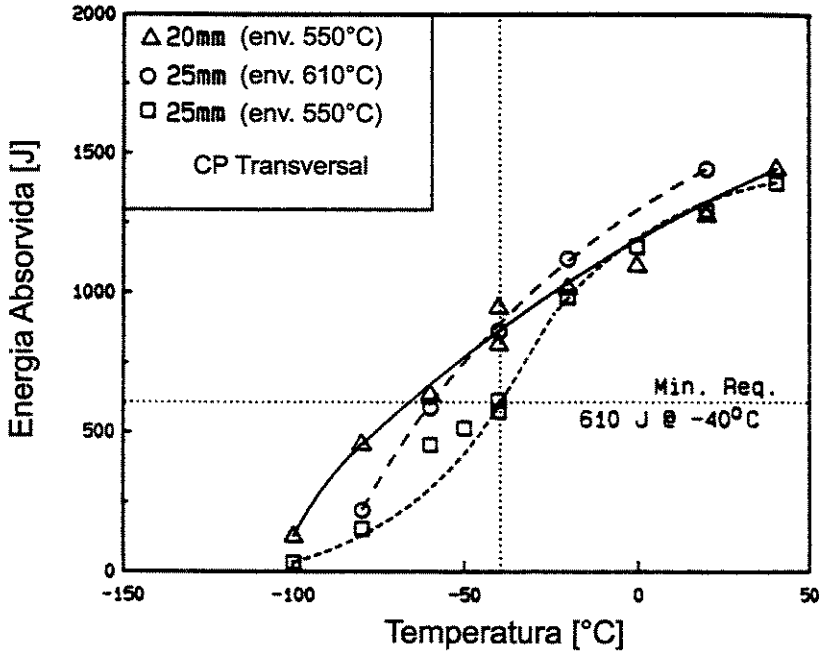


Figura 2.11: Curvas de transição levantadas através de ensaios de rasgamento dinâmico em chapas grossas de aço A710 Classe 1 produzido pela BHP [9].

2.6.3. ULCB

Em função do recente desenvolvimento deste tipo de aço, ainda não se dispõe de trabalhos publicados sobre a experiência industrial na produção das ligas ULCB para substituição do HY-80. Atualmente só se dispõe de alguns estudos em escala laboratorial [3,14]. Serão aqui descritos os resultados disponíveis sobre este tipo de material produzido industrialmente para outros tipos de aplicação.

Um primeiro estudo, desenvolvido pela Thyssen Stahl, abrangeu uma ampla série de ligas. Três delas se revelaram promissoras; suas composições químicas podem ser vistas na Tabela 2.7. Elas foram processadas num laminador de chapas grossas sob temperaturas de reaquecimento entre 950 e 1050°C e de acabamento entre 800 e 600°C. As dimensões dos esboços obtidos foram aproximadamente 18 x 2800 x 10.000 mm [40].

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL
SEÇÃO CIRCULANTE

Tabela 2.7: Composição química dos aços ULCB estudados na Thyssen Stahl [40].

	Mn-Mo-Nb	Ti-B	V-B
C	0,03	0,03	0,03
Si	0,19	0,64	0,63
Mn	2,10	2,18	2,20
P	0,024	0,016	0,017
S	0,009	0,005	0,005
N	0,008	0,006	0,007
Al	0,020	0,056	0,055
Mo	0,33	0,23	0,23
Nb	0,12	0,05	0,05
B	-	0,002	0,002
Outros	-	0,040 Ti	0,11 V
C_{eq}	0,45	0,44	0,46

A Figura 2.12 mostra as propriedades mecânicas obtidas para esses materiais. Infelizmente não foram especificados com precisão todos os parâmetros de processo que conferiram tais características às ligas. Note-se que, no estado como laminado, a liga básica ao Mn-Mo-Nb não atingiu em nenhuma condição o limite de escoamento mínimo requerido pela norma MIL-S-16216, 552 MPa [1]. Já a liga do V-B eventualmente atingiu esse nível de resistência, enquanto que a liga ao Ti-B apenas em poucos casos não cumpriu esse requisito. No estado envelhecido, apenas o aço ao V-B não conseguiu satisfazer essa exigência em dois casos esparsos [40].

As características mecânicas desses aços podem ser explicadas em função da microestrutura que apresentam. A liga básica ao Mn-Mo-Nb se apresentou parcialmente bainítica em todas as condições estudadas; a variante ao V-B ficou plenamente bainítica em algumas das condições e, por sua vez, o aço ao Ti-B sempre se apresentou com microestrutura totalmente bainítica. É interessante notar que a razão elástica (ou seja, a razão limite de escoamento/limite de resistência) se manteve praticamente a mesma em todos os casos considerados, qualquer que fosse a fração de bainita presente no material. Por outro lado, o tratamento de envelhecimento exerceu maior efeito sobre o limite de escoamento do que sobre o de resistência, conforme se pode observar na Figura 2.12 [40].

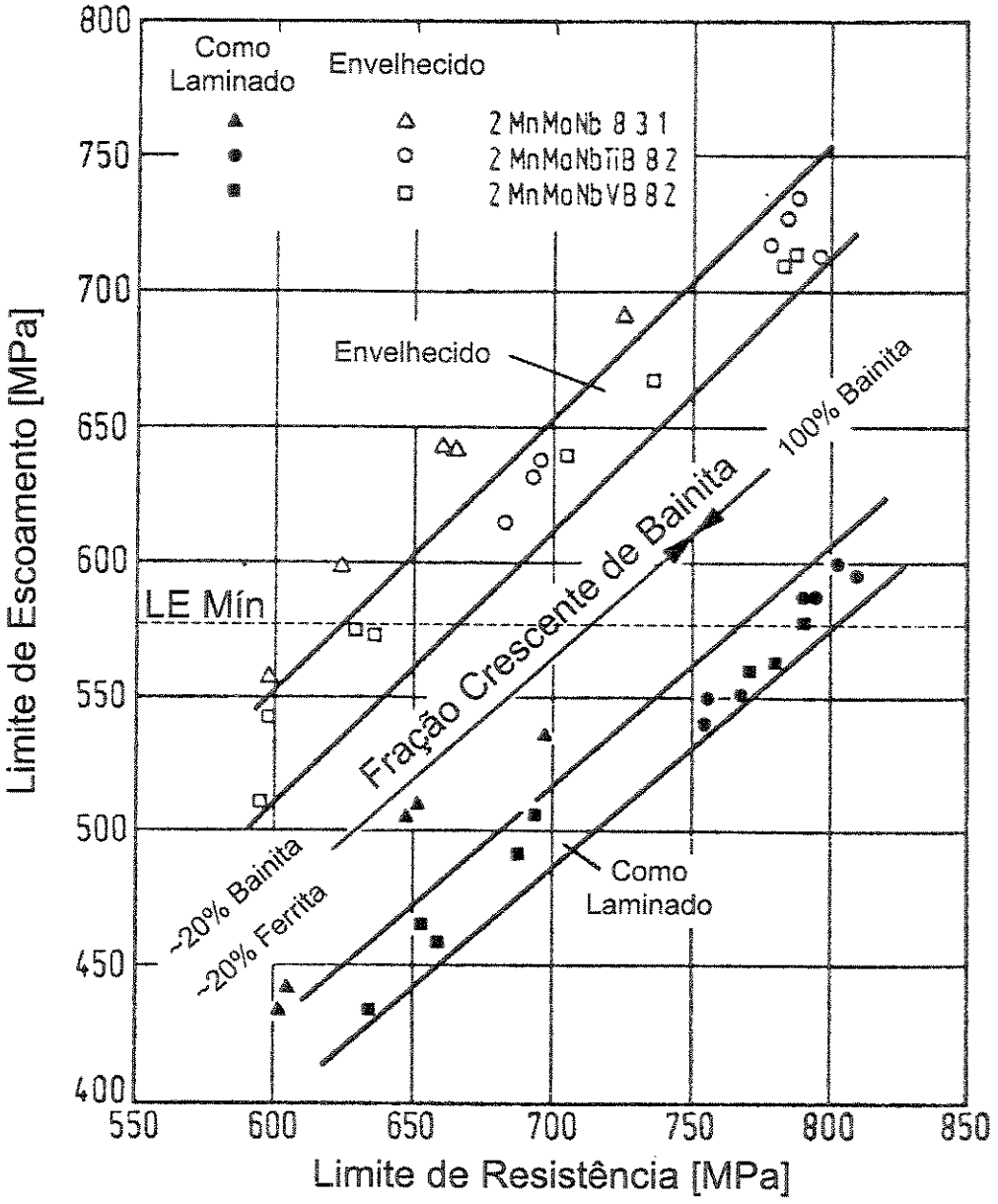


Figura 2.12: Limites de escoamento e de resistência de aços Mn-Mo-Nb (liga-base), Ti-B e V-B, na forma de chapas grossas com 18 mm de espessura e diferentes frações de bainita na microestrutura. Propriedades medidas a partir de ensaios de tração em corpos de prova transversais. O escoamento do material foi contínuo, ou seja, sem apresentar patamar no início do escoamento. O limite de escoamento foi medido a 0,2% de deformação [40].

O envelhecimento (ou revenimento) das chapas com microestrutura totalmente bainítica provocou alterações significativas em suas propriedades mecânicas, conforme se constata na Figura 2.13. Ela mostra que, de fato, a liga ao Ti-B já apresentava limite de escoamento compatível com o aço HY-80 na condição como laminada. Por outro lado, o aço ao V-B requer envelhecimento entre 300 e 400°C ou 575 e 625°C para que se possa atender a esse requisito.

Infelizmente, o trabalho citado não fornece dados de tenacidade para as ligas ao Ti-B e V-B, apenas para a liga básica ao Mn-Mo-Nb, o que prejudicou a comparação plena em termos dessa propriedade entre as ligas ULCB mais promissoras e o aço HY-80. Os dados disponíveis são mostrados na Figura 2.14. A partir desses resultados, pode-se constatar que a liga básica ao Mn-Mo-Nb atendeu aos requisitos de resistência mecânica especificados na norma MIL-S-16216 [1], desde que no estado laminado e envelhecido. Também os requisitos de resistência ao impacto foram plenamente atendidos: a interpolação a -84°C indica que ela varia entre 95 e 135 J, enquanto que o valor especificado por aquela norma é de 47 J. Note-se, contudo, que a superfície de fratura dos corpos de prova, apesar de apresentar aspecto plenamente dúctil, continha "separações". Este fenômeno é típico de materiais submetidos à laminação controlada com baixa temperatura de acabamento [40].

De modo geral, quando foram utilizadas temperaturas de reaquecimento entre 950 e 1050°C, a temperatura de transição T_{27} das chapas grossas resultantes no estado laminado, com limite de escoamento entre 420 e 560 MPa, manteve-se aproximadamente constante. Ela foi inferior a -130°C para corpos de prova transversais e menor que -180°C para os longitudinais. Após o tratamento de envelhecimento, a T_{27} subiu, mantendo relação linear com o limite de escoamento, em função do endurecimento por precipitação ocorrido. Sob tais condições, o limite de escoamento oscilou entre 700 e 740 MPa, com a T_{27} situando-se abaixo de -105°C para os corpos de prova longitudinais e oscilando entre -50 e -105°C para os transversais [40].

Pode-se observar que ocorreu uma diferença de aproximadamente 45 a 50°C entre as temperaturas de transição determinadas nos corpos de prova longitudinais e transversais. Nestes últimos, os valores de tenacidade podem ser melhorados através da modificação da morfologia das inclusões de sulfeto, que passaram de alongadas para globulares. O aumento da temperatura de

reaquecimento não melhorou as propriedades mecânicas, e ainda contribuiu para degradar as características da resistência ao impacto, provavelmente devido ao aumento do tamanho de grão do material [40].

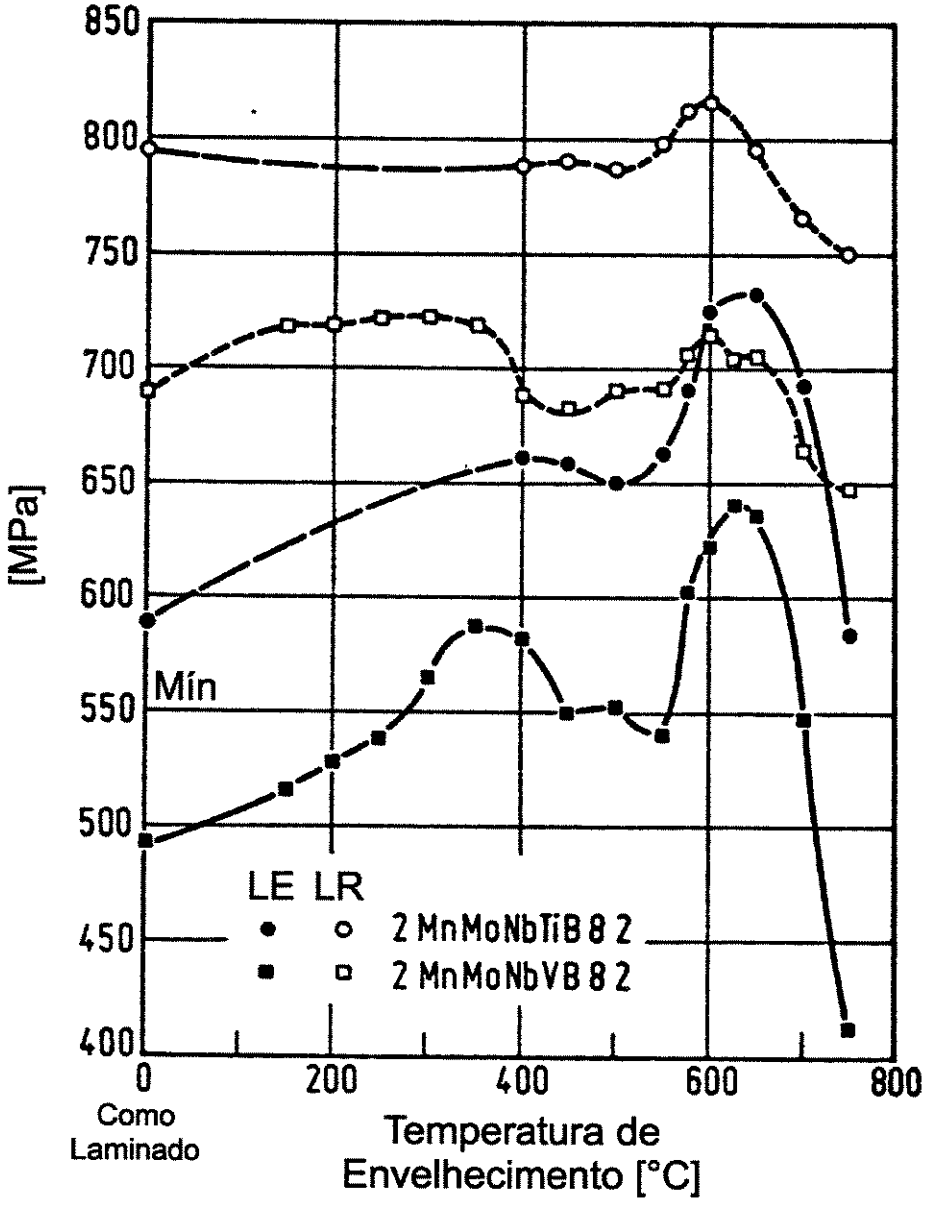


Figura 2.13: Influência da temperatura de envelhecimento sobre os limites de escoamento (ε=0,2%) e de resistência de chapas grossas com 18 mm de espessura, feitas em aço ao Mn-Mo-Nb-B, mais Ti ou V. Notação: LE = limite de escoamento; LR = limite de resistência [40].

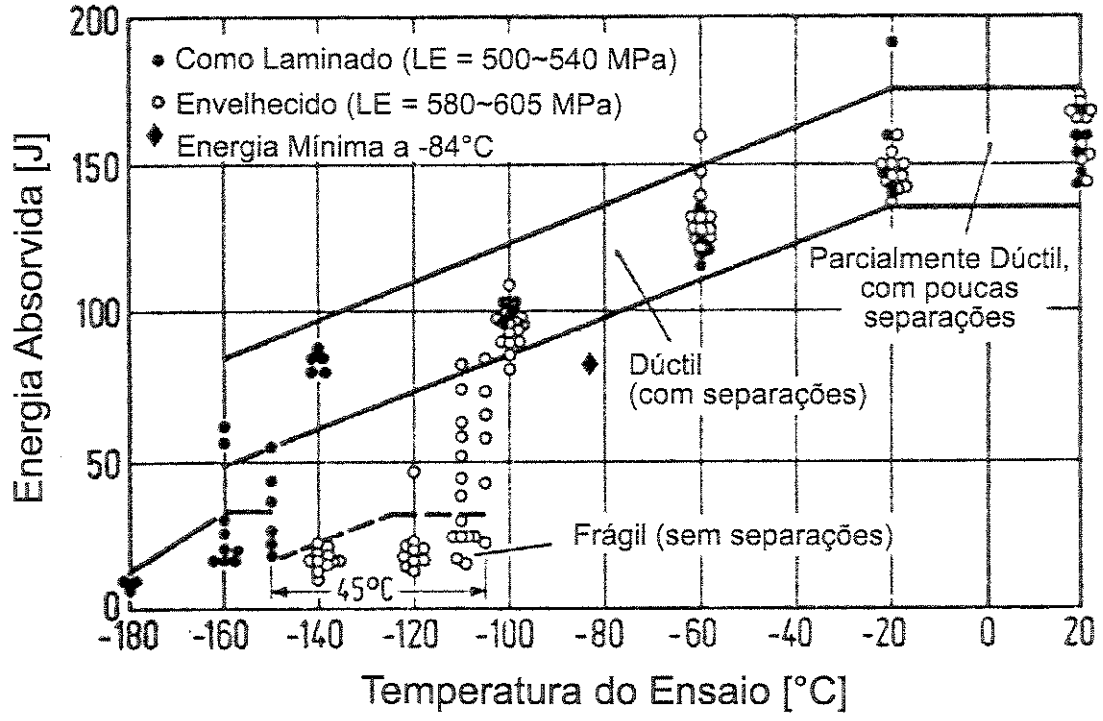


Figura 2.14: Tenacidade medida pelo ensaio Charpy em chapas grossas com 18 mm de espessura de aço ao Mn-Mo-Nb (liga básica) e aspecto da fratura observada. Corpos de prova longitudinais [40].

Uma segunda abordagem aos aços ULCB foi feita pela Nippon Steel Corporation, primeiramente em laboratório, no início da década de 1970 [62]. Dez anos após esse primeiro estudo foram desenvolvidas ligas específicas para a fabricação de tubos petrolíferos conforme as normas API 5LB-X70 e X80 em escala industrial [39,41]. As ligas mais promissoras em termos do atendimento às especificações da norma MIL-S-16216 [1] têm sua composição química especificada na Tabela 2.8; as respectivas propriedades mecânicas estão na Tabela 2.9. Elas foram conseguidas através de laminação controlada, cujos principais parâmetros de processo foram: temperatura de reaquecimento, 1150°C; espessura final, 20 mm; temperatura de acabamento, 700°C [39,41].

Em termos de resistência mecânica, pode-se observar que a liga X70 atendeu à norma MIL-S-16216 [1] com margem de segurança quase nula. Note-se, contudo, que essas propriedades se referem ao tubo já conformado. Neste caso, o limite de escoamento determinado é menor do que

o da chapa que deu origem ao tubo, devido à ocorrência do efeito Bauschinger. Já o aço X80 atendeu facilmente a esse requisito. Em termos de alongamento total e tenacidade, ambas as ligas superaram folgadamente os requisitos especificados para o aço HY-80 [1].

Tabela 2.8: Composições químicas típicas de chapas grossas de aço ULCB produzidos na Nippon Steel para a produção de tubos petrolíferos conforme as normas API X-70 e X-80 [39,41].

GRAU	C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Nb	Ti	B	C_{eq}
X70	0,01	0,15	1,87	0,022	0,007	-	-	0,040	0,020	0,001	0,32
X80	0,02	0,26	1,95	0,022	0,003	0,38	0,31	0,040	0,019	0,001	0,45

Tabela 2.9: Propriedades mecânicas de tubos petrolíferos UOE feitos em aços ULCB produzidos pela Nippon Steel. Espessura da chapa: X70, 22 mm; X80, 20 mm. Propriedades determinadas através de corpos de prova transversais [39,41].

Grau	Ensaio de Tração				Ensaio Charpy		DWTT (Battelle)	
	LE [MPa]	LR [MPa]	Along. [%]	Razão Elástica	Energia, [J]	T_{50} [°C]	Frat. Duct. [%]	T Trans. [°C]
X70	551	622	41	89	159	-80	98	-35
X80	653	732	33	89	178	-80	100	-50

(*) Comprimento útil do CP: 50, 8 mm; (**) -20°C; (***) 80% de fratura dúctil

No início da década de 1980 a Thyssen Stahl voltou a pesquisar sobre o assunto, propondo outros tipos de ligas ULCB [45]. As composições químicas dos aços que mais se aproximaram das especificações da norma MIL-S-16216 [1] estão listadas na Tabela 2.10. Infelizmente, mais uma vez os dados disponíveis não permitiram uma comparação direta com o aço HY-80, mas ainda assim é possível estabelecer algumas correlações qualitativas. A liga I, com menor teor de carbono, adquire resistência mecânica através da precipitação de Nb(C,N), dispensando o tratamento adicional de envelhecimento/revenimento. Contudo, a temperatura de transição na ZTA não é boa: apenas -30°C. Outras variantes de liga conseguem sanar esse problema, ainda que exigindo em contrapartida a adição de 1% Cr na versão como laminado, ou então a aplicação de envelhecimento. Note-se que a primeira solução eleva significativamente o carbono equivalente da liga, o que pode trazer problemas durante a soldagem do material [45].

Tabela 2.10: Composição química e tenacidade, determinada pelo ensaio Charpy, de aços ULCB com limite de escoamento médio de 600 MPa na forma de chapas grossas com 20 mm de espessura, produzidas pela Thyssen Stahl [45].

Liga	Proc.	Composição Química [% em peso]									T_{27} [°C]	
		C	Mn	Si	Mo	B	Ti	Cr	Nb	C_{eq}	Base	ZTA
I	LQ	0,02	1,90	0,60	0,20	0,002	0,030	-	0,070	0,38	-100	-30
II	LQ	0,06	1,90	0,60	0,30	0,002	0,030	1,0	0,050	0,64	-90	-50
III	LQ+E	0,06	1,90	0,60	0,20	0,002	0,030	-	0,050	0,42	-70	-70

2.7. Objetivos desta Tese

Os objetivos desta proposta de pesquisa podem ser subdivididos em três linhas de trabalho.

Estudar o efeito de parâmetros do tratamento termomecânico - temperatura de reaquecimento, grau de deformação total e temperatura de acabamento - sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de um aço endurecível por precipitação de cobre (HSLA-80) laminado e envelhecido e de um aço com ultra-baixo carbono e microestrutura bainítica (ULCB) como laminado.

Verificar o efeito do reaquecimento e laminação de desbaste sobre a evolução do tamanho de grão austenítico de ambos os aços.

Comparar os efeitos dos parâmetros do tratamento termomecânico verificados nas duas ligas estudadas.

Capítulo 3

Procedimento Experimental

3.1. Preparação das Ligas Experimentais

As ligas experimentais foram elaboradas no forno de indução a vácuo do Laboratório de E-laboração de Ligas do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT). Foram obtidos dois lingotes - um de aço HSLA-80 e outro de aço ULCB - com aproximadamente 85 kg cada, de seção retangular (100 x 130 mm) e comprimento de 850 mm. As análises químicas confirmatórias das ligas vazadas estão listadas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Análises químicas confirmatórias das corridas estudadas.

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al_{sol}	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	Ti	B	N
HSLA-80	0,044	0,65	0,32	0,005	0,011	0,013	0,87	0,77	1,12	0,23	0,077	---	---	0,0030
ULCB	0,033	1,93	0,29	0,007	0,011	0,006	0,39	---	---	0,35	0,062	0,029	0,0016	0,0030

3.2. Laminação de Desbaste e Usinagem dos Bloquetes para Laminação

Os lingotes obtidos foram reaquecidos a 1200°C por três horas e submetidos à laminação de desbaste para quebrar e homogeneizar a estrutura bruta de fusão. Este procedimento foi efetuado no laminador piloto do Centro de Pesquisas da USIMINAS, sendo obtidas barras retangulares, com seção de 50 x 42 mm, a partir das quais foram usinados os bloquetes para os ensaios de laminação a quente. Suas dimensões foram 42 mm (espessura), 50 mm (largura) e 100 mm (comprimento).

3.3. Determinação do Diagrama TRC

Os diagramas TRC (Transformação durante o Resfriamento Contínuo) de ambas as ligas foram determinados para se mapear a transformação da austenita nesses aços durante o resfriamento contínuo. Estes diagramas foram determinados no Centro de Pesquisas da USIMINAS, utilizando-se o dilatômetro Formastor-F, a partir de amostras cilíndricas, com 3 mm de diâmetro por 10 mm de comprimento, extraídos das barras desbastadas. Elas foram reaquecidas a 930°C por 20 minutos, obtendo-se tamanho de grão austenítico ASTM igual a 9,5 em ambas as ligas. Isto corresponde aproximadamente a um diâmetro de grão de 12 μm [67]. A seguir foram aplicadas taxas de resfriamento iguais a 44 / 30 / 20 / 10 / 3,0 / 2,67 / 1,33 / 0,5 e 0,25°C/s às amostras. Taxas de resfriamento até 3°C/s foram conseguidas através do controle automático de temperatura; velocidades superiores a esta requerem resfriamento com jato de argônio. A análise da variação volumétrica das amostras pela curva derivada durante o resfriamento e das microestruturas finais obtidas permitiu levantar os diagramas TRC.

3.4. Preparação dos Corpos de Prova de Laminação

3.4.1. Corpos de Prova para Determinação da Evolução do Tamanho de Grão Austenítico ao Longo dos Ensaios de Laminação a Quente

Foram usinadas amostras dos aços HSLA-80 e ULCB com dimensões iguais a 10 x 30 x 70 mm a partir das barras desbastadas para cada tipo de liga. Elas foram utilizadas na determinação do tamanho de grão austenítico obtido após a austenitização dos corpos de prova destinados aos ensaios de laminação. Essas amostras serão designadas pela letra **R**.

Foi necessária a construção de dispositivos especiais de laminação para que se pudesse determinar o tamanho de grão austenítico obtido ao final da fase de esboçamento. Amostras cilíndricas dos aços HSLA-80 e ULCB, com diâmetro de 25,4 mm e comprimento de 44 mm, obtidas a partir das barras desbastadas, foram inseridas numa placa de aço microligado de alta resistência,

conforme mostrado na Figura 3.1. Note-se que este dispositivo garante que as amostras de cada liga estudada sejam submetidas exatamente às mesmas condições de um ensaio de laminação a quente, evitando-se as variações que inevitavelmente surgiriam caso as amostras de cada liga fossem submetidas a ensaios de laminação separados, ainda que com parâmetros operacionais objetivados idênticos.

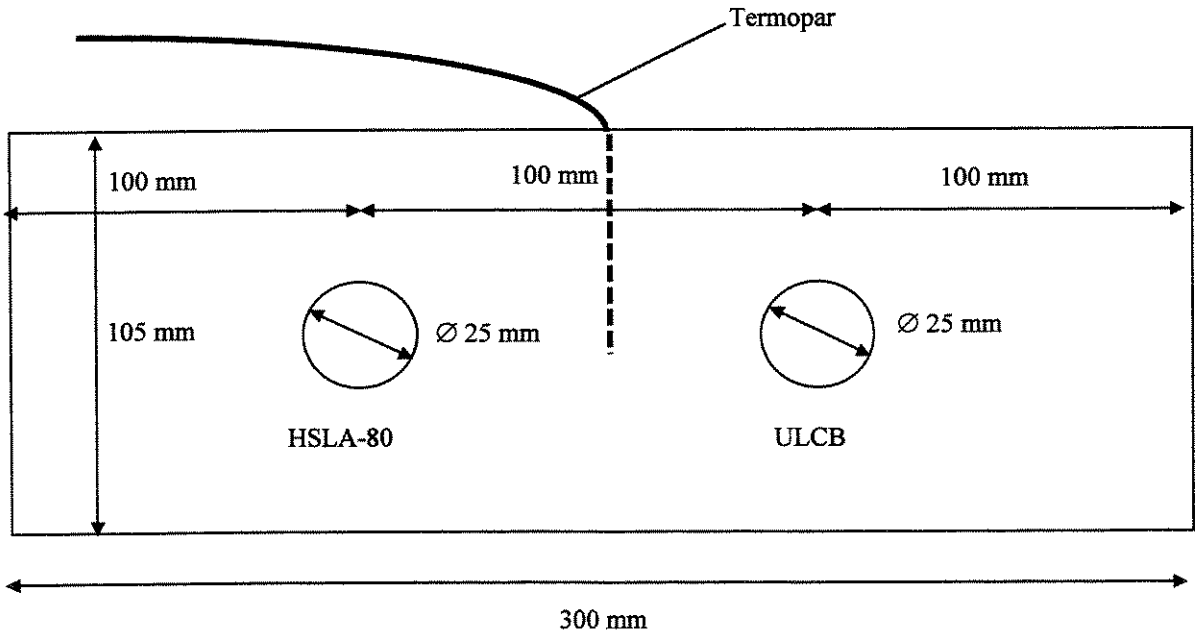


Figura 3.1: Corpo de prova de laminação a quente usado na determinação do tamanho de grão austenítico após esboçamento dos aços HSLA-80 e ULCB.

3.4.2. Corpos de Prova para Determinação das Propriedades Mecânicas

O mesmo princípio foi aplicado aos corpos de prova utilizados nos ensaios de laminação a quente executados para se verificar o efeito das condições de processo sobre as propriedades mecânicas e microestrutura das duas ligas aqui estudadas. Neste caso o dispositivo consistiu basicamente de uma armação soldada feita em aço microligado de alta resistência, a qual mantém agregado um bloquete de aço HSLA-80 e outro de aço ULCB. Após uma série de tentativas com diversas abordagens de dispositivo, chegou-se a uma configuração ideal, a qual é mostrada na Figura 3.2. Ela permitiu que dois bloquetes, um de cada liga estudada, pudessem ser simultaneamente submetidos ao mesmo ensaio de laminação, garantindo-se desse modo a mesma condição de la-

minação para os dois aços aqui estudados.

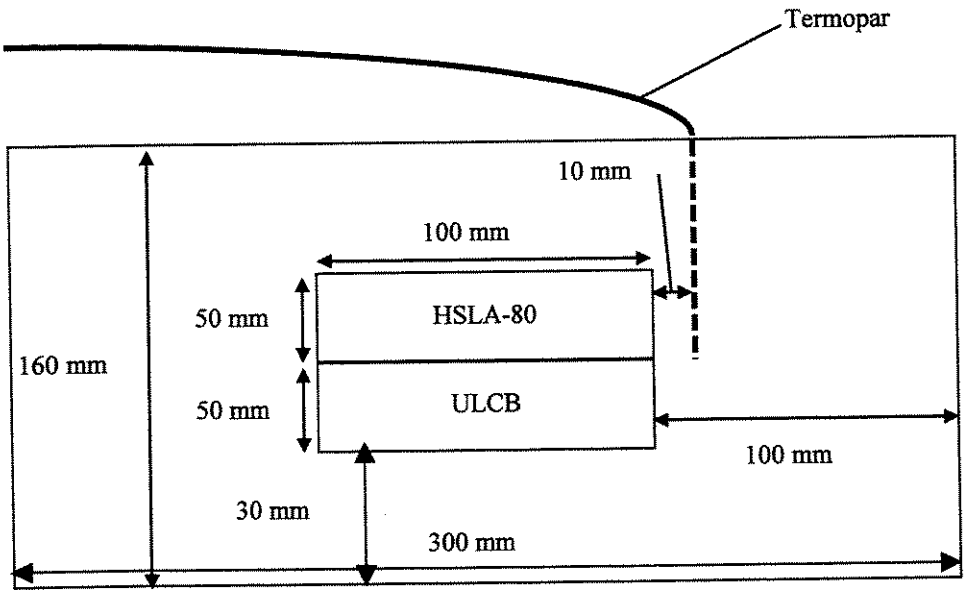


Figura 3.2: Dispositivo utilizado para a laminação a quente simultânea de amostras de aços HSLA-80 e ULCB, com espessura de 42 mm. O desenho não se encontra em escala.

3.5. Ensaios de Laminação a Quente

Os ensaios de laminação a quente foram executados no laminador piloto do Centro de Pesquisas da USIMINAS, marca Ono-Roll, com 300 mm de largura útil de mesa, carga máxima de laminação igual a 250 t e torque máximo de 5 t.m.

Os ensaios de laminação a quente aplicados representaram, na verdade, tratamentos termomecânicos ou laminações controladas, uma vez que se controlou a evolução de temperatura a medida que as deformações foram aplicadas. Esses tratamentos se iniciaram com a austenitização dos corpos de prova de laminação; seu aquecimento até a temperatura objetivada levou em média 30 minutos, seguido de um período de encharque de quinze minutos sob a temperatura objetivada. Ao término desse período os corpos de prova eram desenfornados e submetidos inicialmente à laminação de esboçamento, realizada sob altas temperaturas, acima de 1050°C. A seguir, a laminação era interrompida, esperando-se que os esboços atingissem a temperatura de 900°C. Nesse

momento a laminação era retomada, iniciando-se a fase de acabamento. A evolução da temperatura era controlada de forma que o último passe fosse aplicado ao corpo de prova sob a temperatura objetivada de acabamento.

Foram efetuados ensaios com duas temperaturas de austenitização, 1100 ou 1200°C, para se verificar o efeito dessa temperatura sobre as propriedades mecânicas e microestrutura final do produto, que decorrem principalmente da variação nos teores de nióbio solubilizado na austenita [63]. Uma amostra de cada liga foi submetida às mesmas condições de austenitização dos corpos de prova de laminação, sendo temperadas em água imediatamente após o reaquecimento, para possibilitar a determinação posterior do tamanho de grão austenítico inicial.

Os ensaios de laminação a quente foram realizados em três séries. Na primeira objetivou-se verificar o efeito do grau de deformação aplicado sobre as propriedades mecânicas de ambos os aços. As condições de distribuição da deformação entre essas duas fases do tratamento termomecânico podem ser vistas na Tabela 3.2. Já as condições objetivadas nos esquemas de passe em termos de deformação por passe e a correspondente evolução de temperatura estão listadas nas Tabelas 3.3 e 3.4. A temperatura de acabamento foi mantida constante em 750°C para todas as amostras estudadas nesta série.

Numa segunda série de ensaios objetivou-se estudar o efeito da temperatura de acabamento sobre as propriedades mecânicas das duas ligas estudadas. Neste caso, o grau de deformação a quente aplicado foi constante, tendo sido fixado no máximo possível, ou seja, 50% no esboçamento e 67% no acabamento, totalizando deformação global de 83%. Esta condição corresponde ao especificado para os ensaios com designação B-2 e D-2. As temperaturas de reaquecimento testadas foram as mesmas da primeira série (1200 e 1100°C), enquanto que as temperaturas de acabamento aplicadas foram de 700 e 800°C. Note-se que as amostras das séries B-2 e D-2, que foram submetidas ao grau máximo de deformação e à temperatura de acabamento de 750°C, também forneceram subsídios para esta análise. As condições experimentais objetivadas em termos do esquema de passes e evolução da temperatura do corpo de prova estão listadas na Tabela 3.5.

Tabela 3.2: Distribuições de deformação entre as fases de esboçamento e acabamento utilizadas na série de laminações piloto. As distribuições de deformação relativas às séries E e F são idênticas às condições B-2 e D-2, respectivamente.

Parâmetros		A		B		C		D	
		1	2	1	2	1	2	1	2
Temperatura de Reaquecimento [°C]		1200		1200		1100		1100	
Deformação no Esboçamento	Real	0,36		0,69		0,36		0,69	
	Nominal [%]	30		50		30		50	
Deformação no Acabamento	Real	0,51	1,10	0,51	1,10	0,51	1,10	0,51	1,10
	Nominal [%]	40	67	40	67	40	67	40	67
Deformação Total	Real	0,86	1,46	1,20	1,79	0,86	1,46	1,20	1,79
	Nominal [%]	58	77	70	83	58	77	70	83
Espessura Final [mm]		17,6	9,8	12,6	7,0	17,6	9,8	12,6	7,0

Tabela 3.3: Condições objetivadas a serem aplicadas nos esquemas de passes A e B em termos da deformação por passe e evolução de temperatura. Espessura inicial do corpo de prova igual a 42 mm; temperatura de reaquecimento igual a 1200°C; temperatura de acabamento igual a 750°C.

A			B		
1	2	Todos	1	2	Todos
h [mm]		T [°C]	h [mm]		T [°C]
35,0	35,0	1175	34,0	34,0	1175
29,4	29,4	1145	27,0	27,0	1145
Espera			21,0	21,0	1120
24,0	24,0	900	Espera		
21,0	19,0	850	17,0	15,0	900
19,0	13,0	800	14,0	10,0	825
17,6	9,8	750	12,6	7,0	750

Tabela 3.4: Condições objetivadas a serem aplicadas nos esquemas de passes C e D em termos da deformação por passe e evolução de temperatura. Espessura inicial do corpo de prova igual a 42 mm; temperatura de reaquecimento igual a 1100°C; temperatura de acabamento igual a 750°C.

C			D		
1	2	Todos	1	2	Todos
h [mm]		T [°C]	h [mm]		T [°C]
35,0	35,0	1075	34,0	34,0	1075
29,4	29,4	1045	27,0	27,0	1045
Espera			21,0	21,0	1020
24,0	24,0	900	Espera		
21,0	19,0	850	17,0	15,0	900
19,0	13,0	800	14,0	10,0	825
17,6	9,8	750	12,6	7,0	750

Tabela 3.5: Condições objetivadas a serem aplicadas nos esquemas de passes E e F em termos da deformação por passe e evolução de temperatura. Espessura inicial do corpo de prova igual a 42 mm.

E			F	
T_{reaq}	1200°C		1100°C	
	1	2	1	2
h [mm]	T [°C]	T [°C]	T [°C]	T [°C]
34,0	1075	1075	1175	1175
27,0	1045	1045	1145	1145
21,0	1020	1020	1120	1120
	Espera		Espera	
15,0	900	900	900	900
10,0	850	800	850	800
7,0	800	700	800	700

A terceira série de ensaios teve como objetivo determinar o efeito da laminação de esboçamento sobre o tamanho de grão austenítico do material. Os parâmetros dos ensaios de laminação são os mesmos constantes nas Tabelas 3.2 a 3.4, ressalvando-se que imediatamente após a fase de esboçamento a laminação era interrompida e o corpo de prova era prontamente temperado em água, para permitir a posterior determinação do tamanho de grão austenítico. O código dessas amostras tem como último dígito o algarismo três.

A evolução de temperatura durante os ensaios de laminação a quente foi monitorada através de um termo-par de cromel-alumel, envolto numa proteção de aço inoxidável, com diâmetro de 3,0 mm. A evolução da temperatura ao longo do tempo foi monitorada graficamente num registrador YOKOGAWA LR 4110. Também estava disponível um pirômetro de contato Land para garantir a medição de temperatura caso houvesse ruptura imprevista do termopar durante o ensaio de laminação.

Em todos os ensaios a velocidade nominal dos cilindros de laminação foi mantida em 34 rpm. Uma vez que eles possuem raio de 200 mm, sua velocidade periférica foi igual a 0,71 m/s.

3.6. Usinagem dos Corpos de Prova para Análise Metalográfica e Ensaios Mecânicos

A partir dos bloquetes laminados obtidos foram usinados corpos de prova para ensaios de tração, na direção longitudinal, e para ensaios de impacto Charpy, na direção transversal, conforme mostrado esquematicamente na Figura 3.3. Todos os corpos de prova foram do tipo reduzido (*sub-size*), conforme as especificações da norma ASTM A-370 [64]; os desenhos dos corpos de prova de tração estão mostrados na Figura 3.4, enquanto que os corpos de prova de impacto Charpy estão mostrados na Figura 3.5. A espessura de 5,0 mm usada nesses corpos de prova decorreram da necessidade de se remover a camada oxidada e descarbonetada das amostras laminadas a quente ou envelhecidas e corrigir eventuais empenamentos. Essa camada foi igualmente removida nas faces superior e inferior da amostra. O comprimento útil de 25 mm dos corpos de prova de tração foi dividido em cinco seções de 5,0 mm cada para se proceder à determinação do alongamento total após ruptura, conforme estabelecido na norma ABNT NBR-6673 [65].

3.7. Ensaios de Envelhecimento

Foram efetuados ensaios preliminares para se determinar a resposta ao envelhecimento dos dois tipos de aço aqui estudados. Esta etapa foi fundamental para o estudo do aço HSLA-80, endurecível por precipitação de cobre, pois desse modo pode-se determinar as melhores condições de envelhecimento que deveriam ser aplicadas.

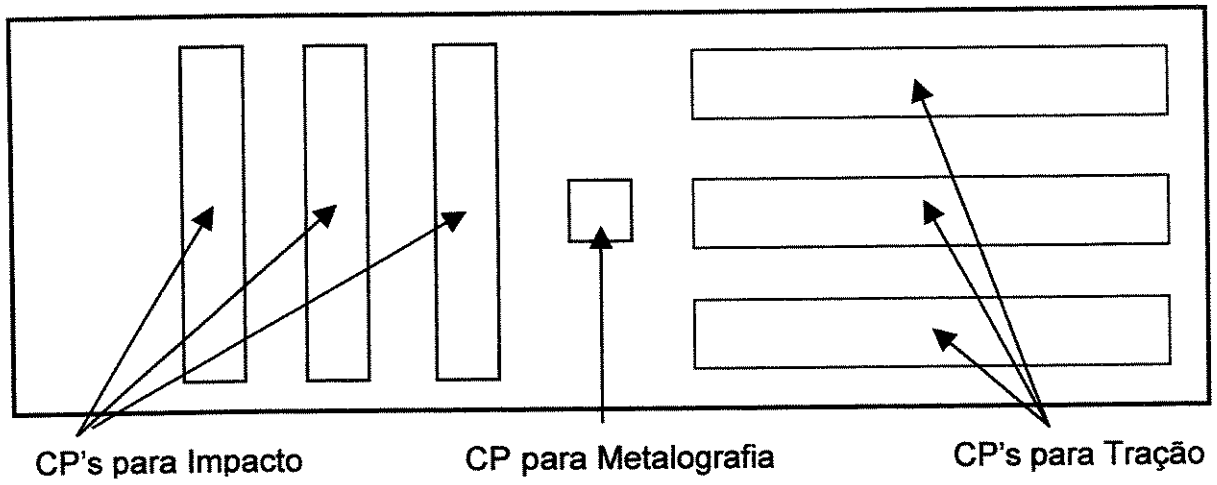


Figura 3.3: Esquema da retirada dos corpos de prova para os ensaios mecânicos e metalográficos.

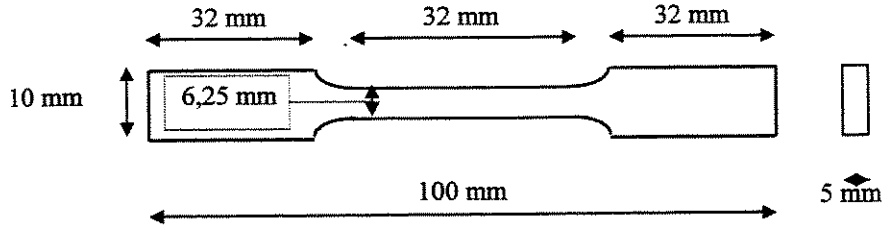


Figura 3.4: Dimensões do corpo de prova reduzido de tração, conforme norma ASTM A-370 [64].

Para tanto foram usinadas, a partir das barras desbastadas, amostras de ambas as ligas com dimensões de 10 x 15 x 7 mm. Elas foram envelhecidas a 500, 600 e 700°C durante 5, 15, 30, 60 e 120 minutos. Uma vez que haviam ensaios com tempos de envelhecimento muito baixos (5 e 15 minutos), houve a necessidade de se efetuar esse tratamento num meio com alta velocidade de

aquecimento, minimizando a inércia térmica da amostra. Por tal razão, o envelhecimento foi feito num banho de estanho fundido, aquecido num forno com resistências elétricas, no Laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais da UNICAMP. A temperatura do banho foi controlada utilizando-se um termopar imerso de cromel-alumel protegido por uma bainha de aço inoxidável, com diâmetro de 1,5 mm. O resfriamento das amostras foi feito sob ar calmo.

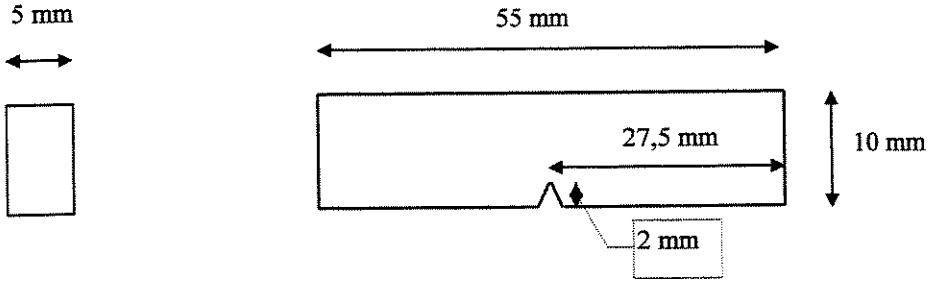


Figura 3.5: Dimensões do corpo de prova reduzido para ensaio de impacto Charpy, conforme norma ASTM A370 [64].

Análises químicas por microssonda das amostras envelhecidas na condição mais crítica (120 minutos a 700°C), efetuada no Laboratório de Materiais da Gerência de Pesquisa da COSIPA, mostrou que não houve difusão do estanho para o interior das amostras. Isto viabilizou o uso do banho de estanho como meio de aquecimento para os tratamentos térmicos de envelhecimento.

O grau de alteração na dureza das amostras proporcionado pelos tratamentos de envelhecimento foi determinado através da medição da dureza Vickers das amostras tratadas, sob carga de 5 kg.

Os resultados da resposta de dureza do aço HSLA-80 ao envelhecimento, que serão descritos mais detalhadamente no próximo capítulo, revelaram que o tratamento de envelhecimento otimizado deve consistir no aquecimento das amostras a 600°C por uma hora. Assim sendo, os corpos de prova de tração e impacto do aço HSLA-80 foram envelhecidos numa mufla do Centro de Testes da Gerência de Laboratórios da COSIPA. Para se evitar oxidação e descarbonetação superficiais, as amostras foram colocadas numa caixa de aço preenchida com moinha de coque previamente seca. Um exame metalográfico de amostras de controle, feitas de aço HSLA-80, re-

velou que não ocorreu qualquer modificação superficial na amostra.

4.8. Análise Metalográfica

3.8.1. Introdução

As amostras para análise metalográfica foram retiradas da região central das amostras laminadas e resfriadas ao ar de cada aço, conforme mostra a Figura 3.3. A seguir elas foram preparadas para a análise metalográfica através de corte, embutimento com baquelite, lixamento na seqüência #120, #220, #320, #400 e #600, polimento em pasta de diamante com granulometria de 6 e 3 μm e em pasta de alumina com granulometria de 0,3 μm, sucessivamente. O microscópio ótico utilizado foi da marca CARL ZEISS, modelo AXIOPHOT, pertencente à Gerência de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA.

A análise metalográfica foi efetuada na seção transversal dos corpos de prova. Dada a importância do grau de refino da austenita no desenvolvimento da microestrutura final [4,9,39,41] foram determinados os tamanhos de grão austeníticos após reaquecimento e esboçamento. Estes procedimentos visaram quantificar a influência dos parâmetros do ensaio de laminação sobre a microestrutura.

4.8.1. Análise da Microestrutura Final

A revelação da microestrutura final dos laminados foi feita utilizando-se ataque de Nital 5%, ou seja, 5 ml de ácido nítrico em 95 ml de álcool etílico. O ataque foi feito por imersão, sob tempos da ordem de 5 segundos.

3.8.2. Determinação do Tamanho de Grão Austenítico

Para o delineamento dos contornos de grão austeníticos nas amostras temperadas em água utilizou-se um reativo composto de 2 g de cloreto férrico mais 2 g de ácido pícrico diluídos em 100 ml água destilada.

O procedimento para o ataque consistiu em se recobrir a amostra previamente polida com uma película de agente molhante neutro, designado comercialmente como *Teepol*. Usou-se aqui o detergente *Limpol*. Em seguida aplicou-se o reativo impregnado em um chumaço de algodão, o qual era esfregado nos corpos de prova durante aproximadamente 75 s. Após o ataque as amostras eram lavadas em água e secas.

Utilizou-se o método de Hilliard para a determinação do tamanho de grão austenítico, de acordo com a norma ASTM E-112 [66]. Ele consiste na superposição de uma linha teste, na forma de uma circunferência de comprimento conhecido, sobre a imagem da superfície a ser medida e contagem das intersecções dos contornos de grão com o círculo. A partir desses dados o tamanho de grão pode ser calculado pela fórmula

$$\bar{d}_\gamma = \frac{L_T}{P_l M} \qquad \textbf{(3.1)}$$

onde: d_γ = diâmetro médio do grão austenítico;

L_T = comprimento total da Linha Teste;

P_l = número de intersecções da Linha Teste com o contorno de grão;

M = aumento.

A imagem da microestrutura obtida no microscópio foi projetada sobre um anteparo translúcido, sobre o qual estava afixado a linha-teste, na forma de uma circunferência. Ela tinha um raio de 45 mm, resultando num comprimento total de linha teste igual a 282744 μm. O aumento que foi aplicado em cada amostra foi selecionado de forma que se obtivesse pelo menos 35 intersecções por aplicação da linha teste.

A precisão do tamanho de grão obtido a partir de várias medidas foi calculada a partir da fórmula abaixo [67], com 95% de confiança:

$$p = \frac{200\sigma}{\bar{d}\sqrt{n}} \qquad (3.2)$$

onde: p = precisão percentual obtida;

σ = desvio-padrão da amostra;

$\bar{d}$ = média da amostra;

n = número de medidas.

Por outro lado, o número total de medidas que devem ser efetuadas para se obter um determinado grau de precisão com o mesmo nível de confiança de 95% é dado pela equação

$$n_r = \frac{200\sigma}{p_r \bar{d}} \qquad (3.3)$$

onde: n_r = número de medidas requerido;

p_r = precisão percentual requerida.

Adotou-se neste trabalho a precisão mínima de 5% de desvio do valor médio. Ou seja, para cada amostra foram feitas n_r medidas para que o desvio do valor da média do tamanho de grão encontrado fosse de, no máximo, 5%. Esse valor foi escolhido de forma a garantir um grau de precisão relativamente alto a partir da contagem de um número factível de campos metalográficos.

4.9. Ensaios Mecânicos

3.9.1. Dureza Vickers

A dureza das diversas amostras foi medida através da escala Vickers, sob carga de 5 kg, utilizando-se um durômetro Akashi modelo AVK. As superfícies das amostras foram retificadas e polidas previamente à medição. Foram determinados dez pontos para cada amostra, ao longo da diagonal da face maior. Procurou-se desse modo minimizar a influência de eventuais segregações

e/ou orientações existentes no material. Este ensaio foi efetuado de acordo com a Norma ASTM E-384 [68].

Procedeu-se ao ensaio posicionando-se primeiramente a máquina sobre o local que teria sua dureza medida. A seguir era aplicado um penetrador piramidal de diamante para dureza Vickers com uma carga de 5 kg sobre o ponto previamente selecionado, durante 20 segundos. A seguir o penetrador era removido e as diagonais da impressão piramidal na amostra eram medidas com auxílio de um retículo, usando-se aumento de 100 vezes. A partir dos valores das diagonais era calculada a dureza Vickers de acordo com a fórmula

$$HV = 1{,}844 \frac{P_v}{\bar{d}_v} \qquad \textbf{(3.4)}$$

onde: HV = dureza Vickers;

P_v = carga utilizada, em quilogramas;

$\bar{d}_v$ = média das diagonais medidas, em μm.

3.9.2. Ensaio de Tração

Os corpos de prova de aço HSLA-80 (envelhecido) e ULCB (como laminado) foram submetidos a ensaio de tração, de acordo com o especificado na norma ASTM A370 [64]. Tais ensaios de tração foram efetuados no Laboratório de Materiais da Gerência de Pesquisa da COSIPA, numa máquina MTS - Sintech 20G, utilizando-se extensômetro com abertura de 25 mm, com capacidade máxima e célula de carga de 10 t. A velocidade de deslocamento do cabeçote foi igual a 1,0 mm/min, o que resultou numa velocidade de deformação de aproximadamente $6{,}7 \times 10^{-4}$ s^{-1}. Os resultados obtidos no ensaio, em termos de carga e alongamento, foram registrados em disquete. Foram realizados três ensaios de tração para cada amostra, a fim de se maximizar a confiabilidade nos resultados obtidos.

Os parâmetros determinados a partir deste ensaio neste trabalho foram: limite de escoamento a 0,2% de alongamento, limite de resistência e alongamento total. Calculou-se adicionalmente

a razão elástica, ou seja, a razão limite de escoamento/limite de resistência. A determinação destas propriedades é fundamental para se analisar o efeito das variáveis do ensaio de laminação a quente sobre as características mecânicas do material, bem como verificar quais amostras atenderam aos requisitos mecânicos típicos das ligas HSLA-80.

3.9.3. Ensaio de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto Charpy foram executados no Centro de Testes da Gerência de Laboratórios da COSIPA, também de acordo com o especificado na norma ASTM A370 [64]. Os corpos de prova foram previamente resfriados a –20±1°C através da sua imersão em álcool etílico contido num recipiente isotérmico de parede dupla. Sua refrigeração ocorreu através da circulação controlada de nitrogênio líquido no espaço entre as duas paredes. Os corpos de prova permaneceram durante pelo menos quinze minutos neste meio de resfriamento. Uma vez retirados do recipiente isotérmico, os corpos de prova foram imediatamente ensaiados numa máquina pendular Shimadzu com carga máxima de 30 kg.m.

A determinação da energia absorvida durante o ensaio Charpy executado a –20°C permite caracterizar o efeito das variáveis do ensaio de laminação controlada a quente sobre a tenacidade do material. Contudo, uma comparação entre os resultados obtidos e os requisitos especificados dessa propriedade pela norma referente ao aço HSLA-80 [6] fica prejudicada em função das dimensões reduzidas do corpo de prova, razão pela qual se optou por uma análise comparativa.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

4.1. Ensaios de Laminação a Quente

As Tabelas 4.1 a 4.4 mostram os dados reais obtidos em termos de temperaturas e intervalos de tempo entre passes relativos aos ensaios de laminação a quente efetuados. A série de ensaios G designa repetições de testes programados ou onde as temperaturas de acabamento obtidas não atenderam plenamente ao planejado no Procedimento Experimental. Contudo, os resultados obtidos nesses ensaios foram aproveitados, levando-se em conta esses desvios, pois tratam-se de dados adicionais válidos para confirmar as conclusões obtidas.

Tabela 4.1: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente das séries A e B definidas no Procedimento Experimental.

# passe	A.1		A.2		A.3		B.1		B.2		B.3	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1208	-	1210	-	1217	-	1210	-	1207	-	1214	-
1	1177	21,0	1172	37,4	1179	37,9	1182	31,8	1191	20,4	1162	36,0
2	1115	32,2	1147	12,2	1153	12,0	1149	16,0	1166	13,0	1114	16,6
3	901	128,8	901	145,8	-	-	1108	16,8	1118	18,0	1073	16,4
4	850	43,8	853	39,2	-	-	901	104,8	897	105,6	-	-
5	799	34,2	802	40,8	-	-	830	42,2	823	37,6	-	-
6	753	35,6	753	38,8	-	-	750	51,0	740	79,7	-	-

Tabela 4.2: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente das séries C e D definidas no Procedimento Experimental.

# passe	C.1		C.2		C.3		D.1		D.2		D.3	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1111	-	1127	-	1108	-	1105	-	1105	-	1108	-
1	1082	35,8	1079	34,0	1086	30,4	1086	24,0	1089	25,4	1047	46,2
2	1050	20,8	1057	28,8	1041	22,8	1047	22,4	1050	21,6	983	15,2
3	903	97,6	903	104,6	-	-	1009	16,6	1012	19,4	929	16,2
4	855	40,2	852	41,6	-	-	897	51,2	900	59,0	-	-
5	804	38,0	801	38,0	-	-	820	36,0	823	30,2	-	
6	753	43,0	753	40,6	-	-	750	41,8	750	39,0	-	

Tabela 4.3: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação das séries E e F definidas no Procedimento Experimental.

# passe	E.1		E.2		F.1		F.2	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1214	-	1210	-	1111	-	1108	-
1	1182	34,8	1182	33,0	1085	51,0	1082	28,6
2	1147	15,2	1139	24,0	1054	22,2	1047	20,2
3	1108	16,0	1108	14,8	1018	18,0	1018	14,4
4	899	102,6	901	98,6	897	55,4	900	60,6
5	853	28,8	802	54,0	852	22,2	801	47,0
6	796	26,8	702	86,4	798	22,2	702	89,4

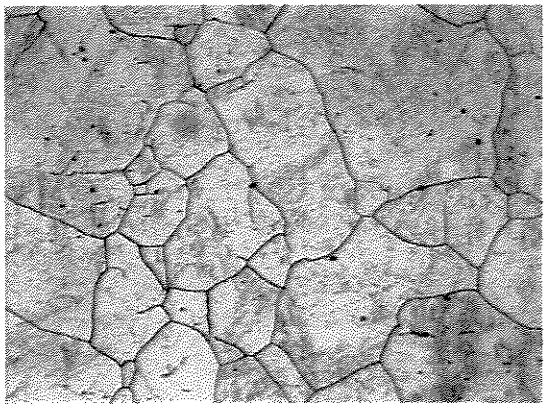
Tabela 4.4: Evoluções reais de temperatura e intervalos de tempo durante os ensaios de laminação a quente da série G, que lista os ensaios duplicados ou em não-conformidade com o Planejamento Experimental proposto.

# passe	G.1		G.2		G.3		G.4	
	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]	T [°C]	Δt [s]
0	1098	-	1098	-	1105	-	1214	-
1	1079	29,8	1089	36,7	1086	24,2	1188	30,6
2	1044	22,0	1041	27,6	1047	24,2	1152	16,0
3	996	20,8	993	26,0	1018	14,0	1119	13,0
4	908	58,8	900	34,8	900	62,6	899	108,0
5	823	56,7	834	43,9	802	65,2	852	31,6
6	770	35,6	783	33,8	700	68,1	799	35,6

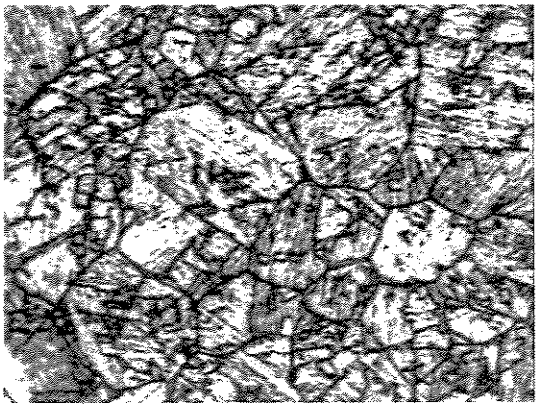
4.2. Análise Microestrutural

4.2.1. Microestrutura Austenítica

A Figura 4.1 mostra as microestruturas austeníticas das amostras reaquecidas a 1200°C; como seria de se esperar, os grãos apresentam aspecto equiaxial para ambos os aços estudados. Já a Figura 4.2 mostra as microestruturas austeníticas das amostras temperadas após a fase de esboçamento da laminação a quente reaquecidas a 1200°C e submetidas a 50% de deformação a quente. Neste caso, enquanto que a amostra de aço HSLA-80 apresentou grãos equiaxiais, a de aço ULCB apresentou acentuado grau de alongamento, sugerindo que não houve recristalização completa após o final da fase de esboçamento. A Tabela 4.5 mostra os valores de tamanho de grão austenítico medidos após o reaquecimento e ao longo da laminação a quente, juntamente com o grau de precisão associados a eles. A evolução gráfica desse tamanho de grão pode ser vista nas Figuras 4.3 e 4.4, respectivamente para os aços HSLA-80 e ULCB.

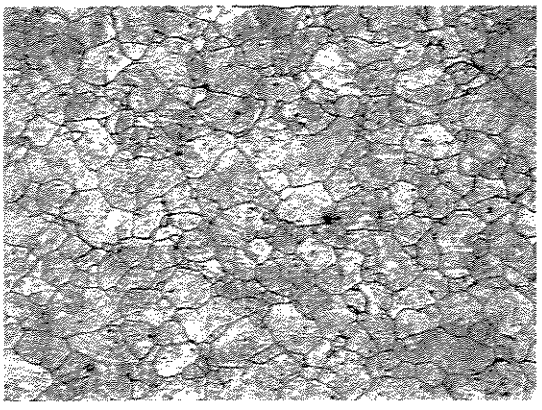


HSLA-80

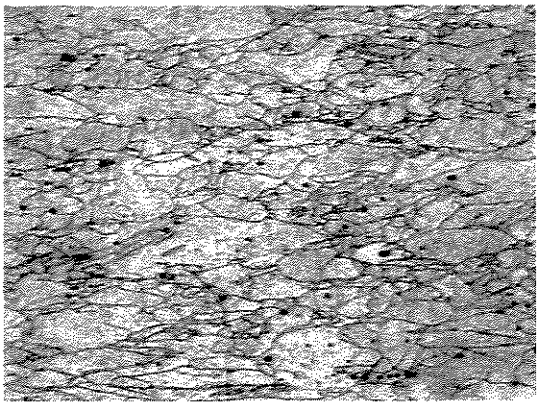


ULCB

Figura 4.1: Microestrutura austenítica das amostras reaquecidas a 1200°C, reveladas com ataque a base de cloreto férrico e ácido pícrico. Aumento: 100 x.



HSLA-80



ULCB

Figura 4.2: Microestrutura austenítica das amostras de aços HSLA-80 e ULCB reaquecidas a 1200°C e submetidas à laminação de desbaste com 50% de deformação a quente, reveladas com ataque a base de cloreto férrico e ácido pícrico. Aumento: 100 x.

Os resultados obtidos em termos da evolução do tamanho de grão austenítico para o aço HSLA-80 em função da deformação a quente, apresentados na Figura 4.3, mostram o significativo refino de grão promovido pela seqüência de deformações a quente-recristalizações plenas da austenita que ocorrem durante a fase de desbaste do material. O mesmo foi constatado para o aço ULCB, conforme mostra a Figura 4.4.

Tabela 4.5: Dados de tamanho de grão austenítico determinados após o reaquecimento ou desbaste das amostras dos aços HSLA-80 e ULCB aqui estudados.

Amostra	Aço	T_{REAQ} [°C]	Grau de Deformação [%]	Tamanho de Grão [μm] ± [%]	Número de Medidas
R1.1	HSLA-80	1100	-	82±4,8	35
R1.2	HSLA-80	1200	-	102±4,4	30
A.3.1	HSLA-80	1200	30	52±4,2	27
B.3.1	HSLA-80	1200	50	32±3,8	20
C.3.1	HSLA-80	1100	30	64±4,3	23
D.3.1	HSLA-80	1100	50	24±4,8	20
R.2.1	ULCB	1100	-	109±7,3	40
R.2.2	ULCB	1200	-	126±4,8	35
A.3.2	ULCB	1200	30	63±4,9	25
B.3.2	ULCB	1200	50	38±4,9	20
C.3.2	ULCB	1100	30	42±4,7	22
D.3.2	ULCB	1100	50	27±4,9	20

É interessante notar que o aço ULCB apresentou tamanho de grão maior que o HSLA-80 após reaquecimento: 109 versus 82 μm a 1100°C e 126 versus 102 μm a 1200°C. De todo modo, a diferença entre eles não foi muito grande. É interessante notar, contudo, que a presença de Ti no aço ULCB apresentou menor efeito no crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento do que a presença de maior teor de elementos de liga no aço HSLA-80, notadamente Ni, Cr e Cu, além do Nb.

A aplicação de uma laminação de desbaste com deformação de 30% tendeu a equalizar os valores de tamanho de grão obtidos em ambos os aços. Para as ligas HSLA-80 e ULCB reaquecidas a 1100°C foram verificados tamanhos de grão iguais a 64 e 42 μm respectivamente, enquanto que as amostras reaquecidas a 1200°C apresentaram valores de 52 e 63 μm, respectivamente. A mesma tendência foi observada para maior deformação no esboçamento, igual a 50%. No caso de temperaturas de reaquecimento de 1100°C os valores obtidos para os aços HSLA-80 e ULCB foram iguais a 24 e 27 μm respectivamente, enquanto que as amostras reaquecidas a 1200°C apre-

sentaram tamanhos de grão da ordem de 32 e 38 μm.

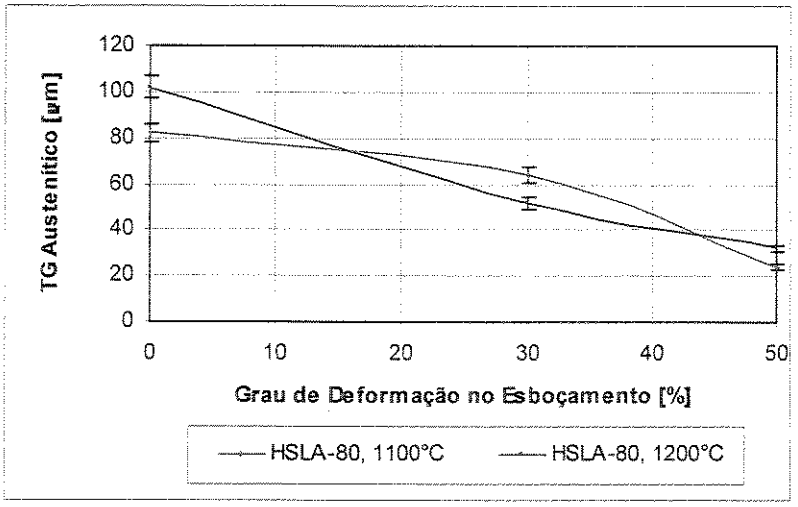


Figura 4.3: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação a quente para o aço HSLA-80.

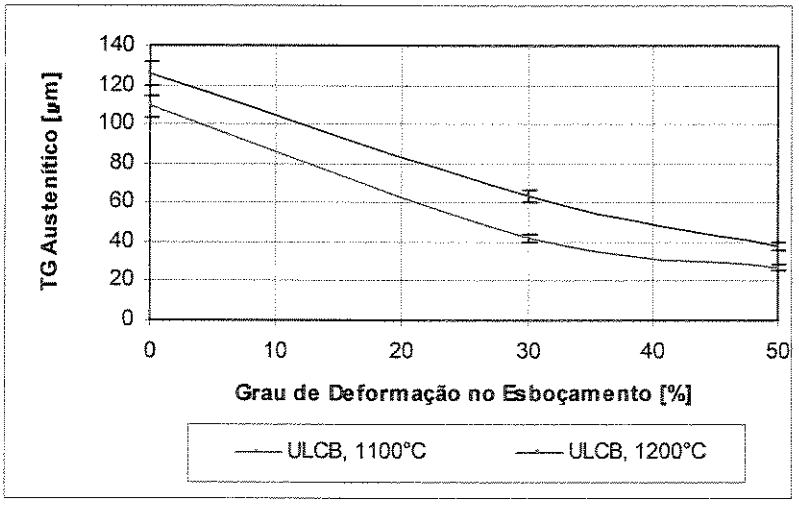


Figura 4.4: Evolução do tamanho de grão austenítico ao longo da laminação a quente para o aço ULCB.

Esses dados, representados nas Figuras 4.3 e 4.4, mostram que ambos os aços mostram tamanho de grão austenítico muito semelhante após a fase de esboçamento, indicando que o refino de grão ocorrido nessa fase do tratamento termomecânico foi ligeiramente mais efetivo para a liga ULCB. Os valores nominais médios de tamanho de grão austenítico do aço HSLA-80 após o esboçamento tenderam a ser ligeiramente menores para o aço ULCB, mas a dispersão estatística

observada não sustenta essa afirmação, uma vez que suas faixas de erro da média se confundem.

Aparentemente não foi verificado efeito da temperatura de reaquecimento sobre o tamanho de grão após a fase de esboçamento no caso do aço HSLA-80. De fato: para uma deformação de desbaste de 30% a Figura 4.3 mostra que a amostra reaquecida a 1200°C apresentou tamanho de grão menor que a reaquecida a 1100°C (52 versus 64 μm, respectivamente), enquanto que para deformação de esboçamento de 50% a diferença entre os tamanhos de grão obtidos nessas condições ficou dentro da faixa de erro das medidas.

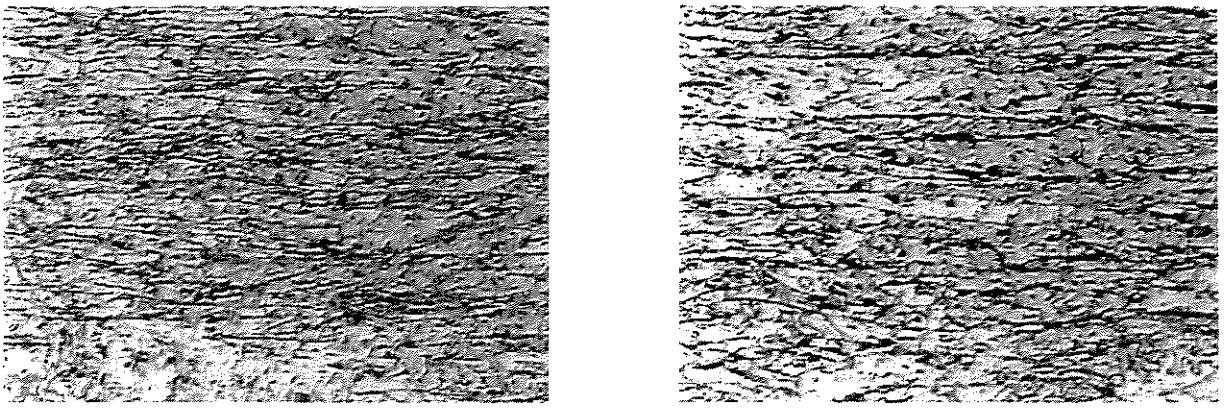
Já no caso do aço ULCB os tamanhos de grão após desbaste das amostras reaquecidas a 1200°C sempre foram maiores do que as reaquecidas a 1100°C. Além disso, a diferença entre esses valores sempre foi maior do que a dispersão estatística associada a cada medida.

4.2.2. Microestrutura Bainítica

A Figura 4.5 mostra as microestruturas finais das amostras E2 correspondentes aos aços HSLA-80 e ULCB observadas ao microscópio ótico. Elas apresentam caráter acicular, muito similar ao que se espera para a bainita de aços com teor muito baixo de carbono. Na verdade, as microestruturas finais de todas as amostras resfriadas ao ar após a laminação a quente obtidas neste estudo apresentaram aspecto muito similar quando observadas ao microscópio ótico, sem diferenças significativas entre elas. Isto ocorre pois a microscopia ótica não resolve os contornos de grão e outras características fundamentais dos constituintes extremamente refinados da bainita [30,31], impedindo uma diferenciação, ainda que qualitativa, entre as microestruturas.

4.3. Diagramas TRC

As Figuras 4.6 e 4.7 mostram os diagramas de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinados respectivamente para os aços HSLA-80 e ULCB a partir de amostras não-deformadas.



HSLA-80 ULCB

Figura 4.5: Microestruturas bainíticas finais das amostras E2 de aços HSLA-80 e ULCB, reaquecidas a 1200°C, submetidas a 83% de deformação total por laminação controlada e temperatura de acabamento de 700°C, reveladas com ataque de nital. Aumento: 700 x.

Pode-se observar que o aço HSLA-80 é, por excelência, um aço bainítico, pois somente se detectou a formação de quantidade muito pequena (5%) de ferrita para velocidades de resfriamento iguais ou menores a 0,5°C/s.

O mesmo ocorreu para o aço ULCB, cuja temperabilidade é ainda maior, pois nem houve o aparecimento de um campo ferrítico.

A transferência dos resultados obtidos nestes diagramas para a definição dos parâmetros de processo para a laminação a quente, principalmente em termos da velocidade de resfriamento após o acabamento, tem de ser feita com cautela. Por uma limitação do dilatômetro utilizado, não foi possível deformar a quente a amostra antes da determinação do diagrama. Logo, não pôde ser levado em conta o efeito da deformação sobre a transformação da austenita que, de modo geral, se traduz numa aceleração dessa reação, diminuindo a temperabilidade do material. [69]. Além disso, tem-se de levar em conta também que a temperatura de reaquecimento utilizada (930°C) foi insuficiente para uma plena dissolução dos precipitados de nióbio [59], também em função de limitações do dilatômetro utilizado. Em conseqüência, esse diagrama TRC não reflete o pleno potencial de temperabilidade que é proporcionado por esse elemento nas ligas estudadas, particu-

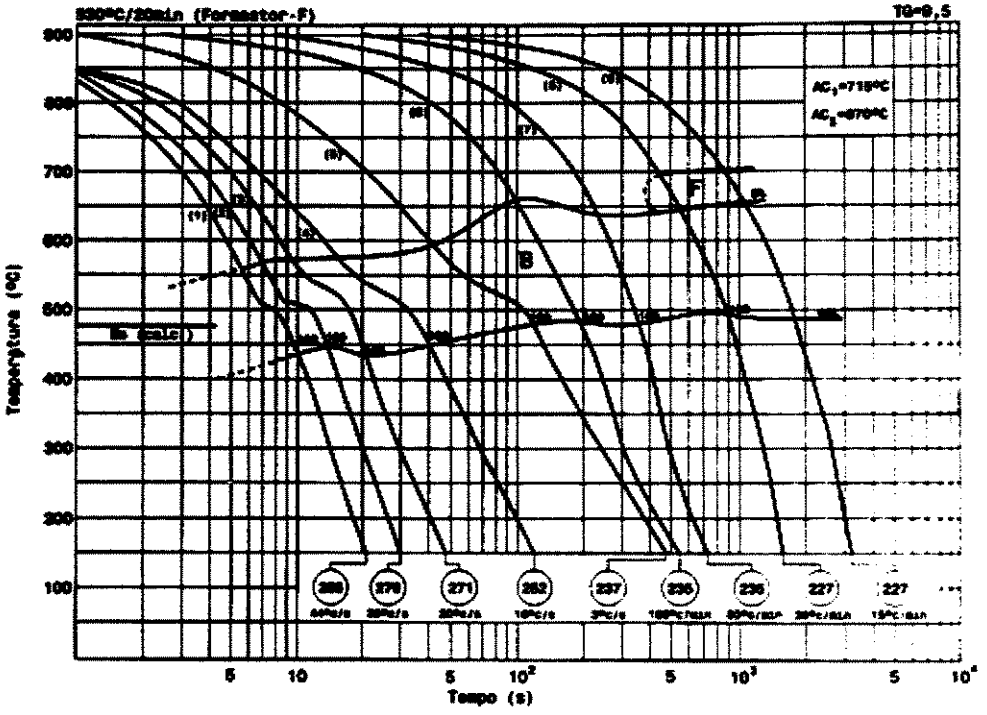


Figura 4.6: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço HSLA-80 aqui estudado.

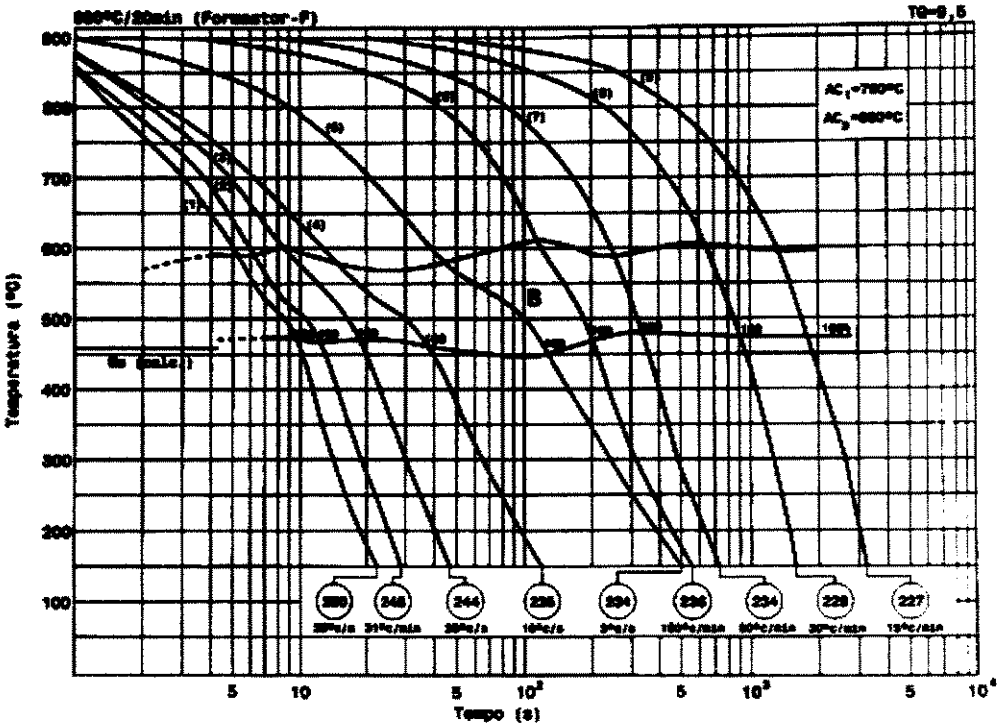


Figura 4.7: Diagrama de transformação sob resfriamento contínuo (TRC) determinado para o aço ULCB aqui estudado.

larmente no caso do aço ULCB, onde o Nb e B atuam de forma sinérgica quando solubilizados na matriz austenítica [39].

4.4. Propriedades Mecânicas

4.4.1. Ensaios de Dureza

4.4.1.1. Amostras Envelhecidas

Os resultados de dureza Vickers, medida com carga de 5 kg, obtidos a partir de amostras de aços HSLA-80 e ULCB submetidas aos ensaios preliminares de envelhecimento, estão mostrados nas Tabelas 4.6 e 4.7, respectivamente.

A Figura 4.8 contém os gráficos que mostram a evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento para os aços aqui estudados, para cada temperatura de tratamento estudada: 500, 600 e 700°C. Já a Figura 4.9 mostra as variações de dureza ao longo do tempo que ocorreram para os mesmos tratamentos.

As Figuras 4.8 e 4.9 mostram que, no caso do aço HSLA-80, um envelhecimento a 500°C promoveu endurecimento muito discreto. A amostra, com valor de dureza inicial de 244 HV, apresentou rápido aumento no valor dessa propriedade até 30 minutos de tratamento, atingindo então 251 HV. A dureza manteve-se praticamente constante para tempos maiores de tratamento, apresentando valor de 252 HV após duas horas de tratamento. Já o tratamento a 600°C provocou rápido aumento de dureza, que atingiu seu máximo a 30 minutos de tratamento: 271 HV. A partir daí a dureza apresentou leve queda, atingindo 263 HV após duas horas de tratamento. Finalmente, o envelhecimento a 700°C levou inicialmente a um pequeno aumento de dureza, que atingiu seu máximo a 5 minutos de tratamento, com valor de 254 HV. A partir desse momento a dureza caiu progressivamente, fazendo com que o material envelhecido por duas horas apresentasse valor ainda menor do que no início do tratamento: 237 HV.

Tabela 4.6: Dados sobre a evolução da dureza ao longo dos ensaios preliminares de envelhecimento para o aço HSLA-80.

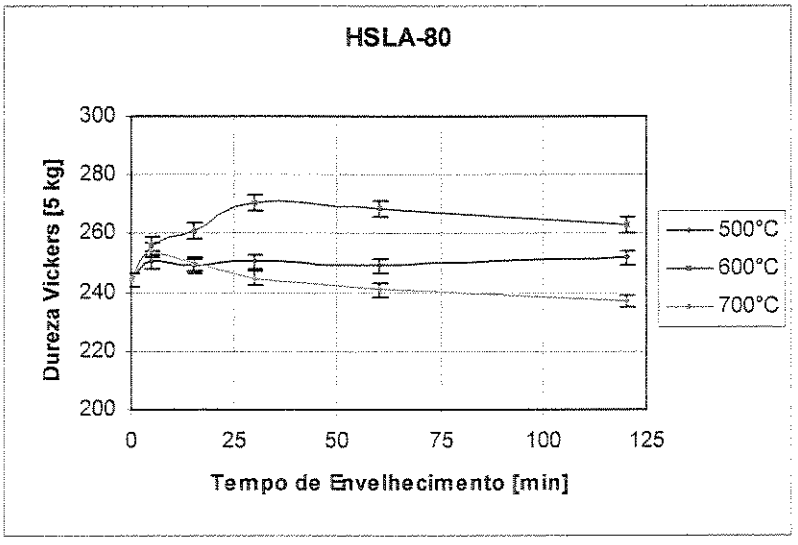
T [°C]	Tempo [min]	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média $[HV_{5kg}]\pm[\%]$
Ambiente	0	241	246	244	246	244	246	241	244	246	244	244±1
500	5	254	251	249	249	249	251	251	251	246	254	251±1
500	15	249	249	249	246	249	251	249	249	251	249	249±0
500	30	251	251	249	249	254	251	254	251	249	246	251±1
500	60	243	243	243	254	254	254	251	254	251	243	249±1
500	120	251	254	254	249	257	246	249	257	251	251	252±1
600	5	257	260	257	251	257	257	257	254	260	254	256±1
600	15	260	265	265	262	257	262	251	262	265	262	261±1
600	30	271	271	274	271	268	271	268	274	271	268	271±1
600	60	265	268	271	274	268	268	271	265	268	268	269±1
600	120	262	260	265	260	257	262	262	268	265	268	263±1
700	5	257	260	257	254	254	251	254	251	251	254	254±1
700	15	251	249	244	249	249	251	254	251	251	249	250±1
700	30	241	241	241	249	249	249	246	241	241	249	245±1
700	60	241	241	241	241	241	244	244	239	239	239	241±1
700	120	236	234	236	234	236	234	241	241	239	239	237±1

Os resultados indicam que o envelhecimento a 500°C não é suficiente para proporcionar endurecimento por precipitação significativo, muito provavelmente pelo fato da temperatura ser baixa demais para promover rápida difusão dos átomos de cobre para a formação de aglomerados (*clusters*). A temperatura de 700°C foi excessiva: o endurecimento por precipitação foi anulado, para tempos de tratamento acima de 5 minutos, por um revenimento simultâneo da matriz bainítica e super-envelhecimento. A temperatura de envelhecimento de 600°C revelou-se a mais adequada, promovendo rápido aumento no valor de dureza até seu valor máximo, após 30 minutos de tratamento: 271 HV. Tempos maiores levaram ao superenvelhecimento, fazendo com que a amostra apresentasse dureza de 263 HV após duas horas de tratamento.

A Figura 4.8 mostra que a curva de dureza ao longo do tempo de envelhecimento para o aço HSLA-80 apresentou apenas um pico, independentemente da temperatura de tratamento empregada, apesar de haver duas fases se precipitando: a fase ε rica em cobre e precipitado de Nb. Tal fato, efetivamente, já havia sido constatado na literatura [55].

Tabela 4.7: Dados sobre a evolução da dureza ao longo dos ensaios preliminares de envelhecimento para o aço ULCB.

T [°C]	Tempo [min]	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média [HV_{5kg}] ±[%]
Ambiente	0	260	257	260	260	257	260	260	262	260	260	260±0
500	5	254	260	262	262	251	254	254	257	257	262	257±1
500	15	265	271	271	271	271	268	262	265	268	262	267±1
500	30	257	262	283	283	277	271	274	274	280	280	274±2
500	60	286	280	286	283	283	289	286	289	286	289	286±1
500	120	296	296	296	296	299	296	299	289	293	293	295±1
600	5	283	289	286	289	286	286	286	286	283	286	286±0
600	15	286	289	296	289	286	286	286	286	285	289	288±1
600	30	286	286	289	293	293	293	286	286	286	286	288±1
600	60	289	283	286	289	293	293	293	293	296	296	291±1
600	120	293	283	283	286	289	289	293	293	293	293	290±1
700	5	262	268	268	257	268	268	265	262	268	268	265±1
700	15	260	257	257	249	257	249	260	268	265	262	258±2
700	30	246	254	254	254	249	251	251	254	251	254	252±1
700	60	244	244	246	241	241	246	249	246	254	257	247±1
700	120	249	249	249	244	241	236	241	239	236	241	243±1



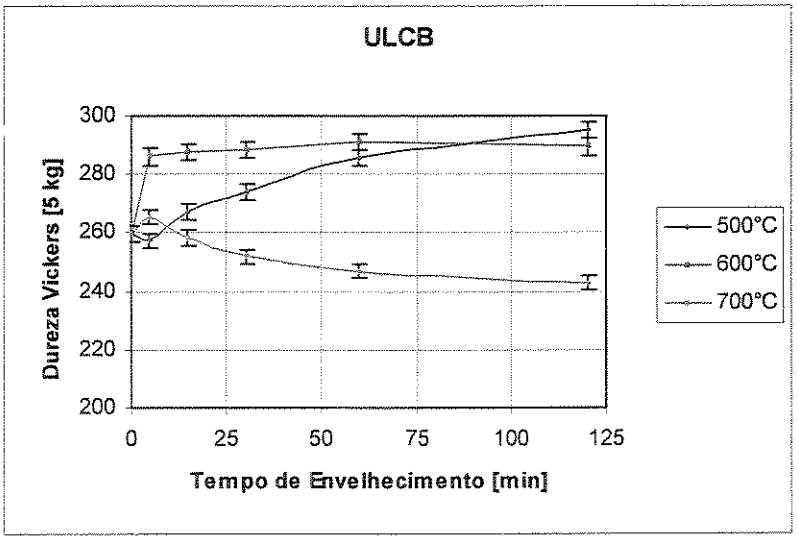
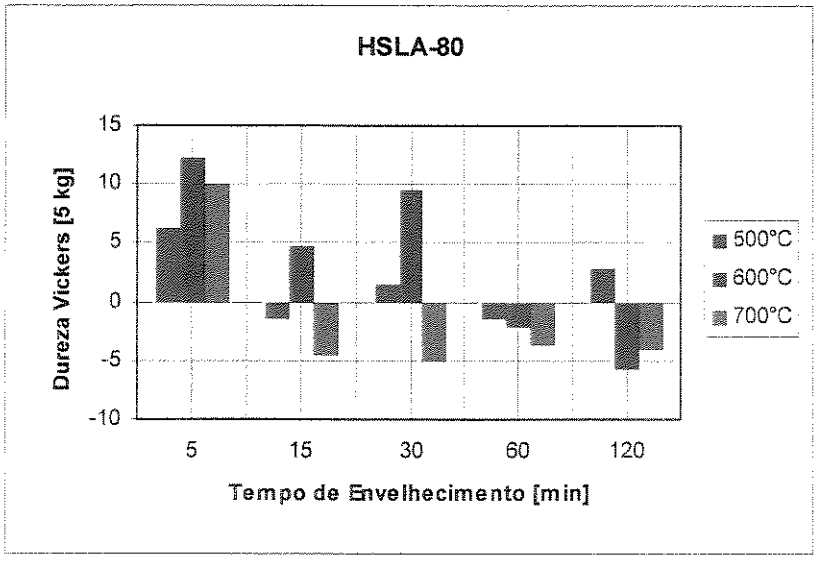


Figura 4.8: Evolução da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700°C.



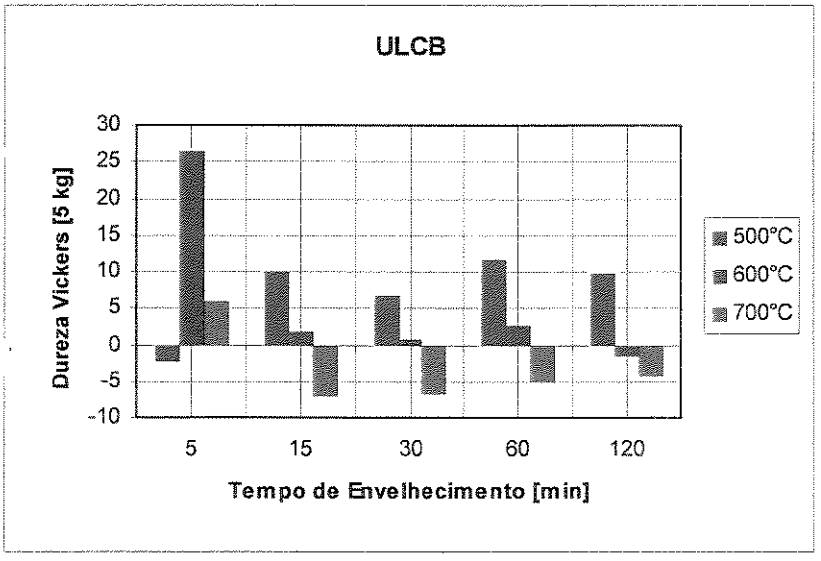


Figura 4.9: Variação da dureza ao longo do tempo de envelhecimento verificada para os aços estudados neste trabalho. Temperaturas empregadas: 500, 600 e 700°C.

O comportamento do aço ULCB durante o envelhecimento foi diferente, certamente pelo fato de que aqui se precipita predominantemente compostos de nióbio ao invés de cobre mais

precipitados de nióbio, que deve ser o caso do aço HSLA-80. O envelhecimento dessa liga a 500°C promoveu um contínuo aumento de sua dureza, desde o valor inicial de 260 HV até 295 HV após duas horas de tratamento. O aumento da temperatura de envelhecimento para 600°C acelerou significativamente o envelhecimento, com a dureza se elevando de 260 para 286 HV em apenas cinco minutos. Esse súbito endurecimento também levou à suspeita da ocorrência de alguma reação independente de difusão, como a transformação de austenita retida do constituinte MA em martensita. Seguiu-se a partir daí um suave aumento na dureza da amostra, que atingiu 291 HV após uma hora de tratamento, estabilizando-se a partir de então e conseguindo-se 290 HV após duas horas de tratamento. Já o comportamento das amostras de aço ULCB durante o envelhecimento sob temperatura máxima, 700°C, foi similar ao do aço HSLA-80: um pequeno aumento de dureza após cinco minutos de tratamento, de 260 para 265 HV, seguido de queda para tempos maiores de tratamento, atingindo-se valor de apenas 243 HV após duas horas de envelhecimento, menor do que o observado na amostra no estado como laminada. Neste último caso parece ter ocorrido o mesmo fenômeno visto no aço HSLA-80, ou seja, o endurecimento por precipitação foi contrabalançado pelo revenimento da matriz bainítica e super-envelhecimento dos precipitados que, no caso do aço ULCB, devem ter sido precipitados de elementos de micro-liga.

Ao se comparar os aços HSLA-80 e ULCB é interessante notar que, no estado como laminado, o aço ULCB é ligeiramente mais duro que o HSLA-80: 260 *versus* 244 HV, respectivamente. A diferença de dureza aumenta após se efetuar um envelhecimento de 600°C por uma hora: 291 *versus* 268 HV, respectivamente. Este tipo de endurecimento já era previsto na literatura [39,41], mas deve-se levar em conta que ocorre, em contrapartida, queda na tenacidade do material.

A partir dos resultados aqui obtidos, decidiu-se envelhecer a 600°C por uma hora as amostras de aço HSLA-80 destinadas aos ensaios de tração e de impacto, objetivando-se aproveitar a maior parte do potencial de endurecimento por precipitação mas permitindo um certo grau de superenvelhecimento para não afetar demais a tenacidade, que certamente deve cair com esse tipo de mecanismo de endurecimento. As amostras de aço ULCB destinadas aos ensaios mecânicos não foram envelhecidas, pois seu nível de resistência mecânica no estado como laminado já deve estar próximo dos valores objetivados.

Teria sido muito interessante determinar também tanto as propriedades mecânicas das amostras de aço HSLA-80 no estado como laminado e do aço ULCB após envelhecimento. Infelizmente a quantidade de material que se dispunha para as experiências foi insuficiente para se incluir esses ensaios adicionais.

4.4.1.2. Amostras Laminadas

As Tabelas 4.8 e 4.9 mostram os resultados de dureza Vickers, medida com carga de 5 kg, respectivamente obtidos a partir de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

A Figura 4.10 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza das amostras de aço HSLA-80 no estado como laminado e após envelhecimento por uma hora a 600°C. Pode-se observar que o aumento da temperatura de reaquecimento de 1100 para 1200°C afetou muito pouco a dureza das amostras, tanto no estado como laminado quanto envelhecido. A diferença de dureza entre as amostras como laminadas e envelhecidas manteve-se constante para as duas condições de reaquecimento, com diferença em torno de 20 HV.

Isto parece indicar que o aumento de dureza proporcionado pelo envelhecimento foi provocado basicamente pela precipitação de cobre, cuja solubilização na austenita é mais fácil do que a do nióbio. Caso os precipitados de nióbio exercessem influência significativa no endurecimento proporcionado pelo envelhecimento, dever-se-ia esperar maior dureza nas amostras solubilizadas a 1200°C, o que não foi o caso.

Já a deformação total aplicada durante os ensaios de laminação a quente aumentaram a dureza das amostras, tanto no estado como laminado quanto envelhecidas, conforme mostra a Figura 4.11. Isto já seria de se esperar, em função do maior grau de refino microestrutural que a conformação a quente proporciona [33]. Por outro lado, a diferença de dureza entre o material como

laminado e envelhecido manteve-se constante, da ordem de 20 HV, indicando que esse refino microestrutural não deve ter exercido efeito significativo na cinética de precipitação de cobre.

Tabela 4.8: Dados sobre a dureza de amostras de aço HSLA-80 laminadas e envelhecidas a 600°C por uma hora.

Amostra	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média $[HV_{5\,kg}]\pm[\%]$
A 1.1	265	262	262	262	254	254	257	254	257	257	258±1
A 2.1	257	257	257	254	254	249	249	254	254	254	254±1
B 1.1	254	257	262	260	268	271	265	277	265	254	263±2
B 2.1	262	262	262	260	265	268	262	262	262	265	263±1
C 1.1	251	251	260	251	246	249	241	241	251	251	249±1
C 2.1	249	249	254	254	260	260	257	262	260	265	257±1
D 1.1	260	262	262	260	251	260	260	262	262	262	262±1
D 2.1	265	257	265	265	265	257	262	262	262	262	262±1
E 1.1	262	262	260	260	260	271	274	274	274	268	267±2
E 2.1	268	268	262	260	262	265	262	268	265	268	265±1
F 1.1	254	254	257	251	260	260	260	262	260	257	258±1
F 2.1	271	271	268	268	271	265	260	260	257	260	265±1
G 1.1	262	262	262	262	265	265	265	260	260	260	262±1
G 2.1	268	268	268	271	268	265	268	265	262	265	267±1
G 3.1	265	268	265	265	268	268	265	265	265	265	266±0
G 4.1	260	260	260	257	265	257	265	271	262	265	262±1

O efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza das amostras de aço HSLA-80, tanto laminadas a quente como envelhecidas, foi praticamente inexistente, conforme mostra a Figura 4.12. A diferença de dureza entre as duas condições de processamento manteve-se no patamar de 20 HV.

Tabela 4.9: Dados sobre a dureza de amostras laminadas de aço ULCB.

Amostra	#1	#2	#3	#4	#5	#6	#7	#8	#9	#10	Média [$HV_{5\,KG}$] ±[%]
A 1.2	257	246	246	251	251	246	241	241	241	254	247±1
A 2.2	254	262	262	257	257	262	262	260	257	254	259±1
B 1.2	241	239	241	244	244	244	251	249	244	249	245±1
B 1.2	244	244	241	236	249	244	244	246	246	246	244±1
C 1.2	239	239	239	239	246	236	239	246	244	244	241±1
C 2.2	244	241	241	251	249	251	249	251	251	251	248±1
D 1.2	239	239	239	241	239	239	239	239	239	236	239±0
D 2.2	244	244	244	244	249	246	246	246	246	246	246±0
E 1.2	249	249	249	246	249	249	251	254	254	254	250±1
E 2.2	257	257	254	251	246	244	254	257	244	257	252±1
G 1.2	257	246	246	260	251	251	249	249	254	246	251±1
G 2.2	246	244	249	249	244	239	241	241	246	244	244±1
G 1.2	236	244	244	244	249	249	251	246	246	249	246±1
G 2.2	246	246	246	241	239	239	239	246	241	249	243±1
G 3.2	246	246	251	246	246	249	246	254	246	246	248±1
G 4.2	251	251	254	249	249	257	257	257	257	257	254±1

A Figura 4.13 mostra que, ao contrário do ocorrido para o aço HSLA-80 como laminado, a dureza do aço ULCB apresentou dependência em relação à temperatura de reaquecimento: as amostras reaquecidas a 1200°C apresentaram maiores valores desse parâmetro. Certamente tal fato está relacionado com o maior grau de solubilização de Nb e B conseguido a 1200°C, elementos que exercem papel fundamental na temperabilidade desse tipo de liga, além da maior contribuição que pode ter ocorrido por maior grau de endurecimento por precipitação.

Note-se ainda que, no estado como laminado, o aço ULCB apresentou maior nível de dureza em relação ao HSLA-80. Essa diferença média, da ordem de 6 HV quando o reaquecimento foi feito a 1100°C, aumentou para cerca de 11 HV para amostras reaquecidas a 1200°C.

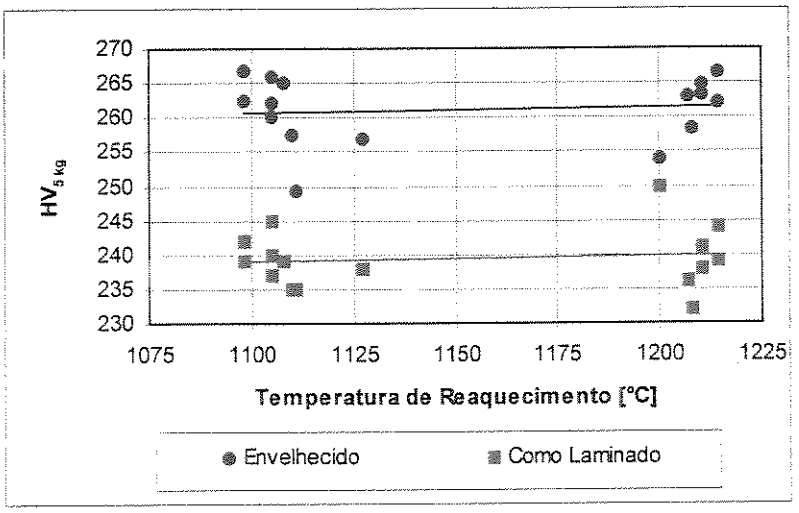


Figura 4.10: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora.

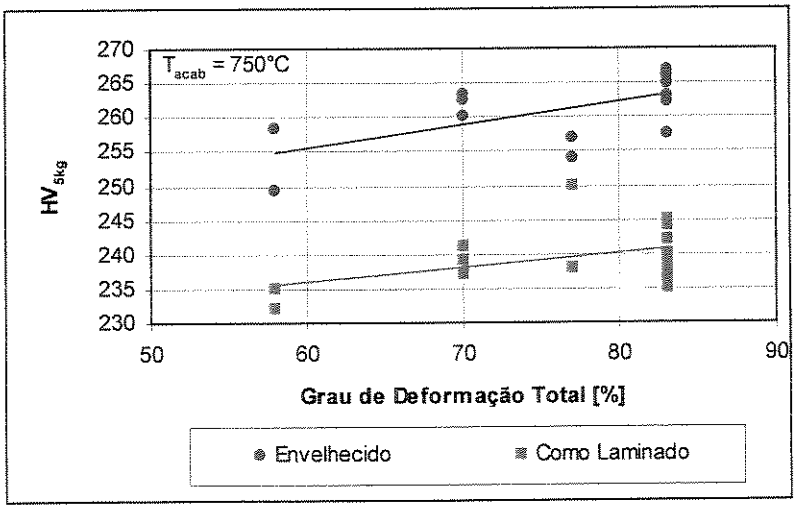


Figura 4.11: Efeito da deformação total sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora.

Como já seria de se esperar, o aumento do grau de deformação total aplicado durante a laminação a quente concorreu para aumentar a dureza tanto do aço HSLA-80 como do ULCB, ambos no estado como laminado. Tal aumento de dureza com a elevação do grau de redução a quente, o qual pode ser visto na Figura 4.14, certamente decorre do maior grau de refino estrutural

conseguido sob tais condições. O efeito constatado sobre a dureza foi aproximadamente similar para as duas ligas.

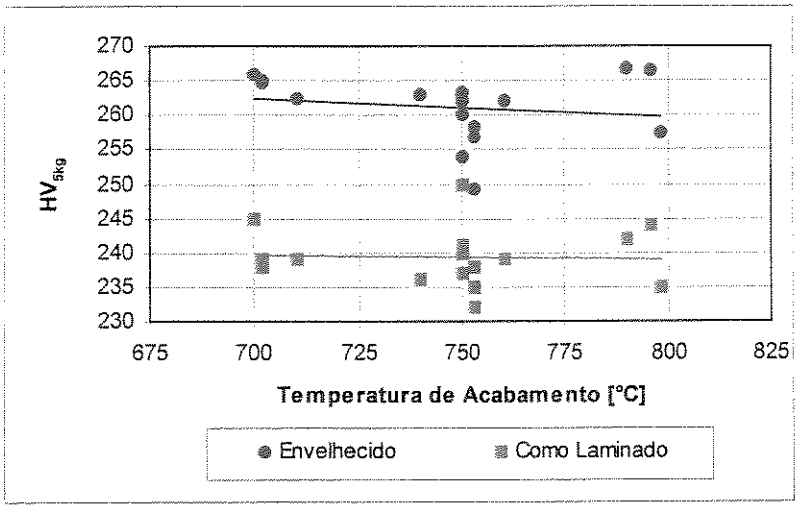


Figura 4.12: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers das amostras de aço HSLA-80, no estado como laminado e após envelhecimento a 600°C por uma hora.

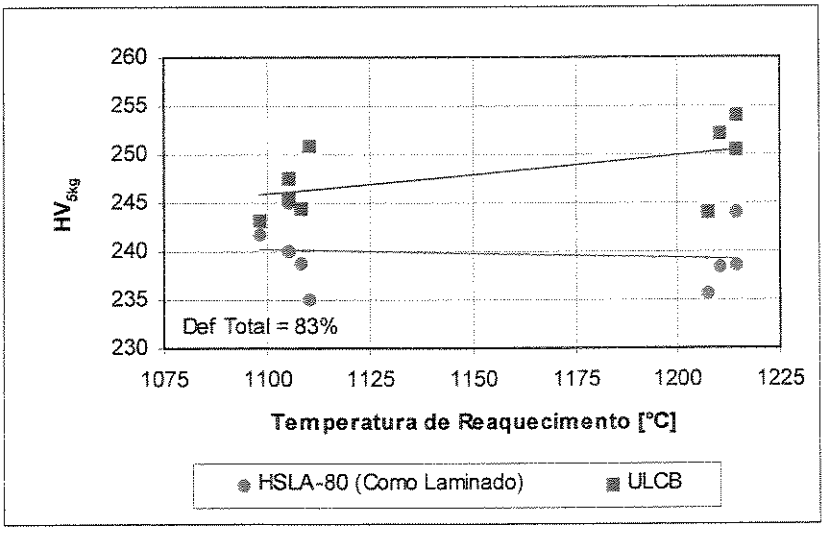


Figura 4.13: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado.

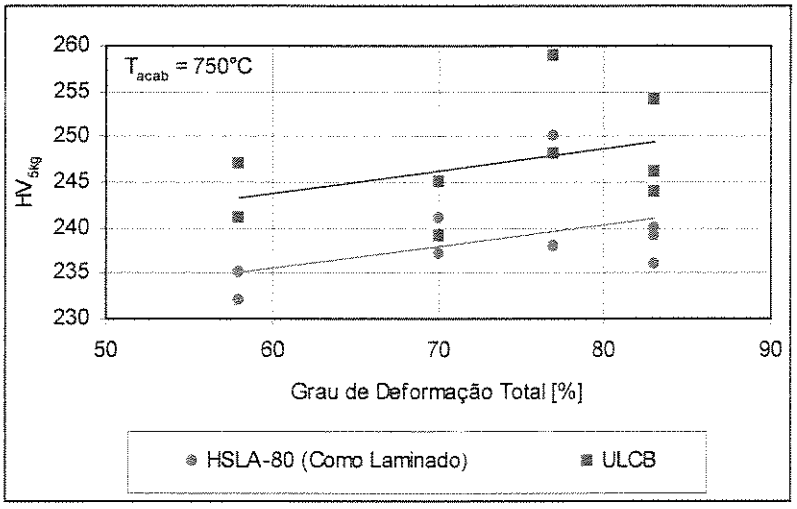


Figura 4.14: Efeito do grau total de deformação sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado.

Por sua vez, o efeito da temperatura de acabamento não foi significativo para a dureza das amostras como laminadas de aços HSLA-80 e ULCB, conforme mostrado na Figura 4.15, pelo menos dentro da faixa de temperaturas considerada neste trabalho.

O envelhecimento das amostras laminadas de aço HSLA-80 fez com que sua dureza superasse a do aço ULCB como laminado, conforme pode ser verificado na Figura 4.16. Como já foi visto anteriormente, a temperatura de reaquecimento não exerceu influência significativa sobre a dureza das amostras de aço HSLA-80 envelhecido. Desse modo, a diferença de dureza entre as amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado passou de 17 para 13 HV quando se aumentou a temperatura de reaquecimento de 1100 para 1200°C. De todo modo, é um valor muito pequeno e dentro da faixa de erro experimental do ensaio de dureza.

Os valores de dureza do aço HSLA-80 envelhecido sempre foram superiores aos do aço ULCB como laminado, independentemente dos valores de deformação total a quente e temperatura de acabamento utilizados nos ensaios de laminação a quente, conforme mostram as Figuras 4.17 e 4.18.

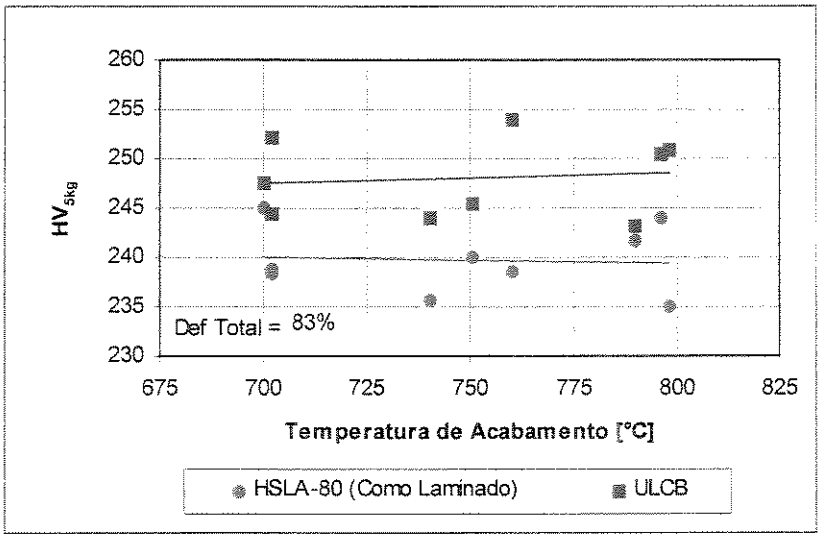


Figura 4.15: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 e ULCB, ambos no estado como laminado.

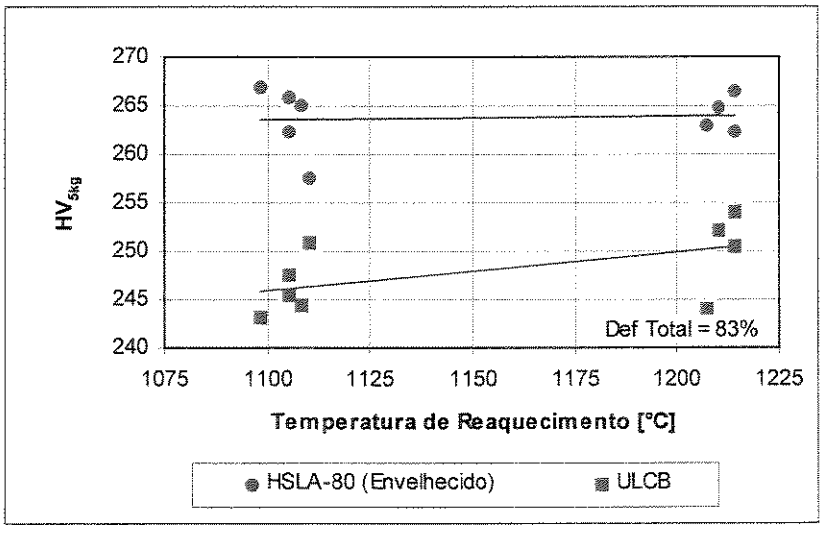


Figura 4.16: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

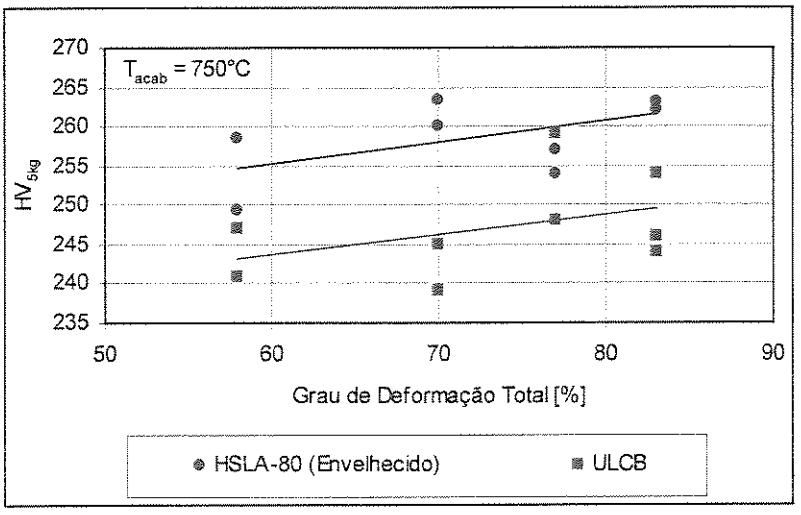


Figura 4.17: Efeito do grau de deformação total sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

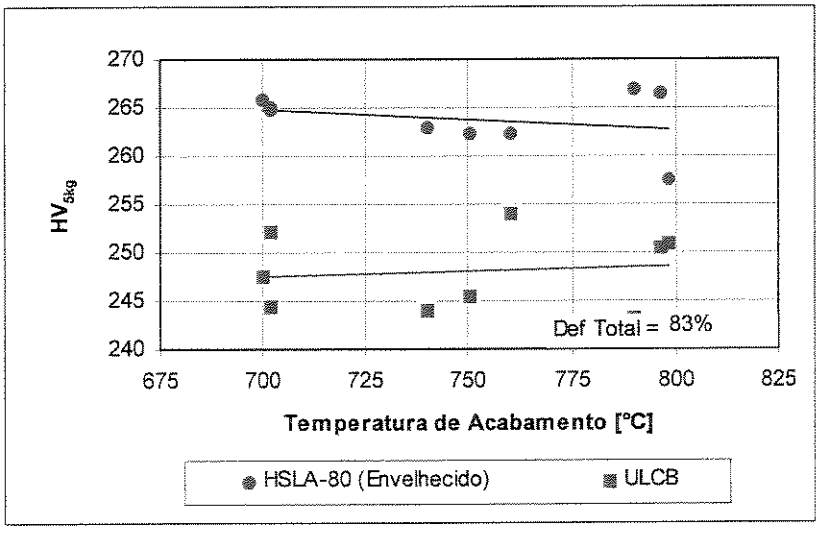


Figura 4.18: Efeito da temperatura de acabamento sobre a dureza Vickers de amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

4.4.2. Ensaio de Tração

4.4.2.1. Limite de Escoamento

A Tabela 4.10 mostra os resultados de limite de escoamento obtidos a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB. As curvas tensão versus deformação obtidas de todas as amostras de ambos os aços foram contínuas, ou seja, não houve a ocorrência de patamar de escoamento; logo, os valores de limite de escoamento aqui considerados foram os correspondentes a 0,2% de alongamento.

Tabela 4.10: Dados de limite de escoamento relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.1	657	699	671	676±4
A 2.1	687	708	705	700±2
B 1.1	662	672	674	669±1
B 2.1	667	728	700	698±5
C 1.1	658	672	618	649±5
C 2.1	695	699	703	699±1
D 1.1	683	655	644	661±4
D 2.1	697	713	724	711±2
E 1.1	699	690	707	699±1
E 2.1	713	715	701	710±1
F 1.1	695	719	694	703±2
F 2.1	700	731	704	712±2
G 1.1	685	652	678	672±3
G 2.1	725	724	663	704±6
G 3.1	715	729	667	704±5
G 4.1	707	732	700	713±3

ULCB	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.2	563	596	564	574±4
A 2.2	563	575	550	563±3
B 1.2	553	559	555	556±1
B 2.2	580	596	589	588±2
C 1.2	549	543	547	546±1
C 2.2	568	570	571	570±0
D 1.2	552	547	536	545±2
D 2.2	570	577	555	567±2
E 1.2	542	597	583	574±6
E 2.2	578	587	577	581±1
F 1.2	567	583	565	572±2
F 2.2	556	578	538	557±4
G 1.2	564	566	542	557±3
G 2.2	572	558	558	563±2
G 3.2	561	584	571	572±2
G 4.2	591	575	562	576±3

A Figura 4.19 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado. O limite de escoamento do primeiro aço foi bem superior ao do segundo; a diferença média foi da ordem de 125 MPa. De forma análoga ao já observado para a dureza, a temperatura de reaquecimento afetou apenas o

limite de escoamento das amostras de aço ULCB e, ainda assim, de forma discreta. A razão parece ser a mesma já observada anteriormente: a maior temperatura de reaquecimento leva a maior solubilização de Nb e B no aço ULCB, elevando sua temperabilidade e promovendo maior endurecimento por precipitação na ferrita.

Conforme já verificado no caso da dureza, a elevação do grau de deformação a quente provocou aumento no limite de escoamento tanto no aço HSLA-80 envelhecido quanto no ULCB como laminado, conforme mostrado na Figura 4.20. Isso pode ser explicado pelo maior refino microestrutural proporcionado pelo maior grau de redução a quente. O efeito do grau de deformação a quente parece ter sido ligeiramente maior para o caso do aço HSLA-80 envelhecido, como se pode depreender da declividade um pouco mais acentuada na reta de regressão obtida no gráfico da Figura 4.20. Na verdade, o aumento do limite de escoamento proporcionado pelo refino do tamanho de grão austenítico promovido pelos maiores graus totais de deformação a quente poderia ser maior. Ao se aplicar maior grau de deformação ao material tem-se maior grau de refino de grão e a intensificação da precipitação de compostos de Nb induzida pela deformação, ou seja, redução no teor de nióbio solúvel após a laminação a quente. Essas fatores levam à redução na temperabilidade da liga, atuando portanto no sentido de neutralizar o aumento da resistência mecânica do material decorrente diretamente do refino de grão austenítico [32,46].

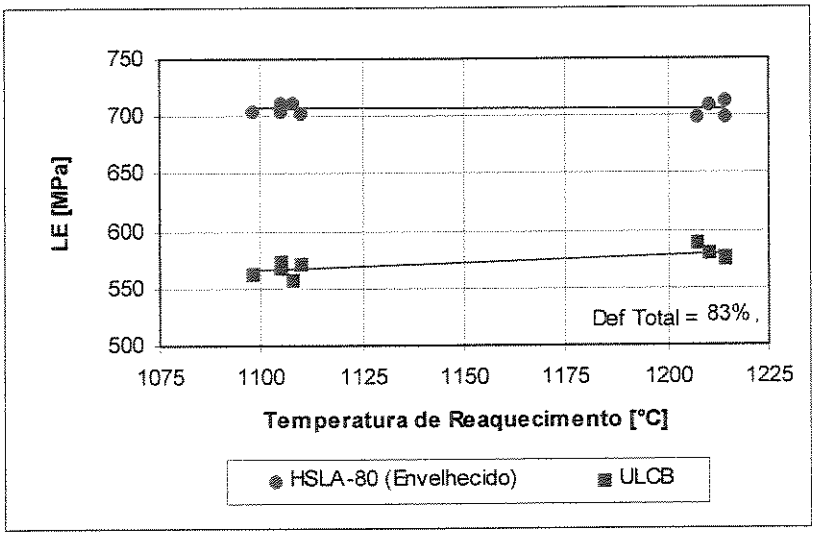


Figura 4.19: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

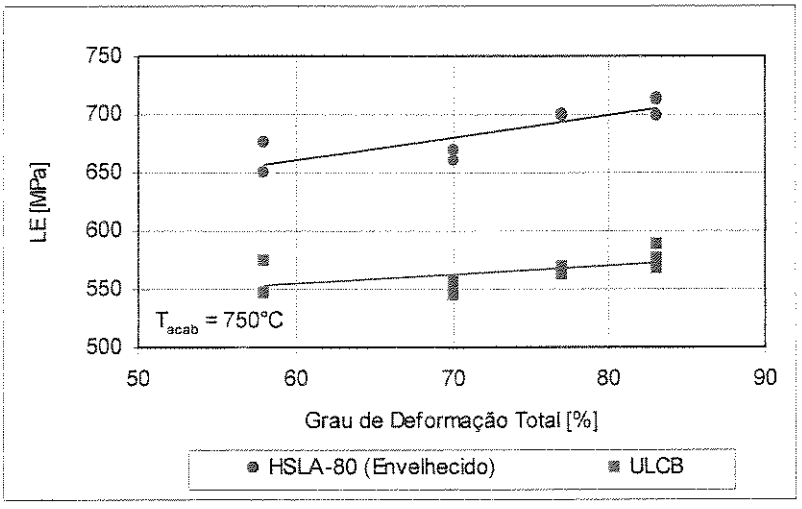


Figura 4.20: Efeito do grau de deformação total sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

O efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento não foi significativo para ambos os aços. Essa constatação, mostrada na Figura 4.21, confirma os resultados obtidos em termos da influência desse mesmo parâmetro de ensaio sobre a dureza, já comentados anteriormente.

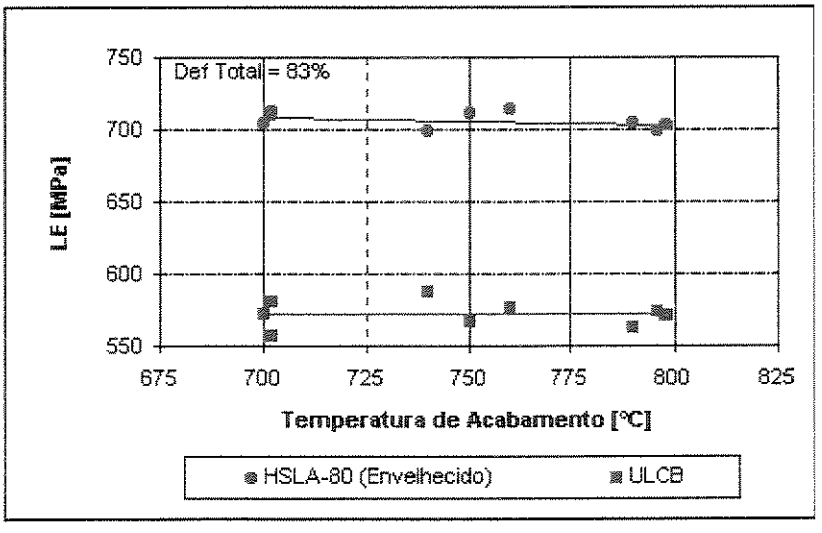


Figura 4.21: Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de escoamento das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

4.4.2.2. Limite de Resistência

A Tabela 4.11 mostra os resultados obtidos em termos do limite de resistência a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

Tabela 4.11: Dados de limite de resistência relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.1	783	780	769	777±1
A 2.1	780	789	801	790±2
B 1.1	770	783	781	778±1
B 2.1	804	802	793	800±1
C 1.1	759	773	768	767±1
C 2.1	793	790	787	790±0
D 1.1	780	779	769	776±1
D 2.1	781	800	805	795±2
E 1.1	788	797	803	796±1
E 2.1	800	799	790	796±1
F 1.1	780	794	791	788±1
F 2.1	787	807	803	799±2
G 1.1	779	780	773	777±1
G 2.1	796	796	774	789±2
G 3.1	799	802	793	798±1
G 4.1	810	806	801	806±1

ULCB	#1	#2	#3	Média [MPa]±[%]
A 1.2	771	774	772	772±0
A 2.2	786	789	785	787±0
B 1.2	774	777	775	775±0
B 2.2	799	799	811	803±1
C 1.2	759	763	762	761±0
C 2.2	779	783	786	783±1
D 1.2	766	759	756	760±1
D 2.2	781	783	782	782±0
E 1.2	796	805	807	803±1
E 2.2	805	798	785	796±2
F 1.2	798	798	783	793±1
F 2.2	790	785	773	783±1
G 1.2	774	768	759	767±1
G 2.2	792	786	774	784±1
G 3.2	788	788	782	786±1
G 4.2	806	794	789	796±1

A temperatura de reaquecimento parece ter exercido certo efeito no limite de resistência de ambos os aços, como se pode constatar ao se observar a Figura 4.22. Os valores dessa propriedade aumentaram ligeiramente para ambas as ligas quando a temperatura de reaquecimento foi elevada de 1100 para 1200°C. O efeito foi discretamente maior para o aço ULCB. De fato, enquanto que para uma temperatura de reaquecimento de 1100°C os valores de limite de resistência das amostras de aço ULCB eram claramente inferiores aos das amostras de aço HSLA-80 envelhecido, a 1200°C essa inferioridade já não ficou tão evidente. Isto parece indicar, mais uma vez, que o efeito do endurecimento por precipitação de compostos de Nb é importante no caso do aço

ULCB, enquanto que no aço HSLA-80 ele assume papel coadjuvante.

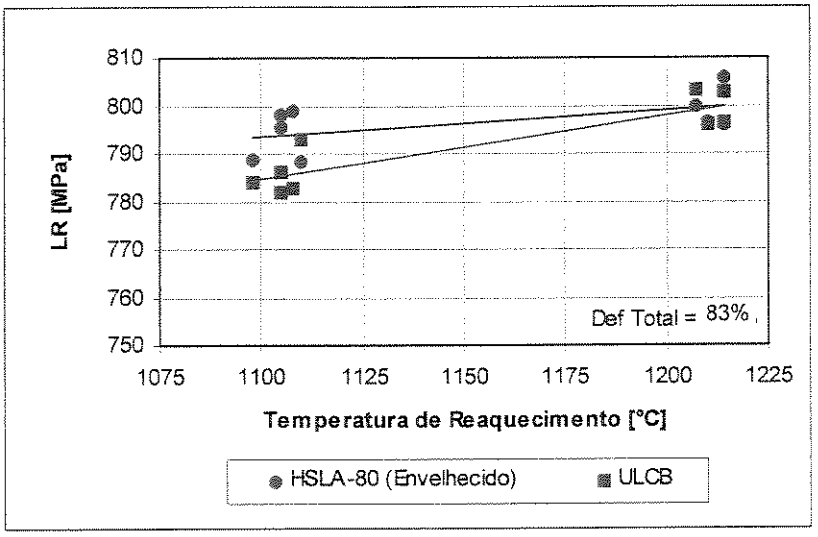


Figura 4.22: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

De forma análoga ao já observado para o limite de escoamento, maiores graus totais de deformação a quente também promoveram elevação no limite de resistência, conforme evidenciado na Figura 4.23. O efeito parece ter sido similar para ambas as ligas, HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

A temperatura de acabamento não afetou significativamente o limite de resistência de ambos os aços aqui estudados, conforme ilustrado na Figura 4.24. As variações verificadas parecem estar dentro da flutuação experimental associada aos dados. Note-se que a temperatura de acabamento também não exerceu efeito significativo sobre a magnitude do limite de escoamento, ao menos dentro da faixa de valores aqui estudada.

4.4.2.3. Razão Elástica

A Tabela 4.12 mostra os resultados obtidos em termos da razão elástica (ou seja, a razão limite de escoamento/limite de resistência) a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80,

e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

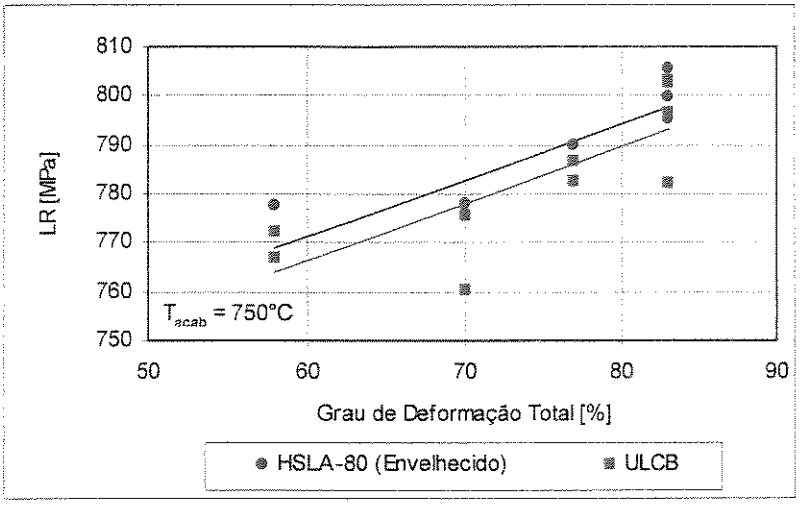


Figura 4.23: Efeito do grau total de deformação a quente sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

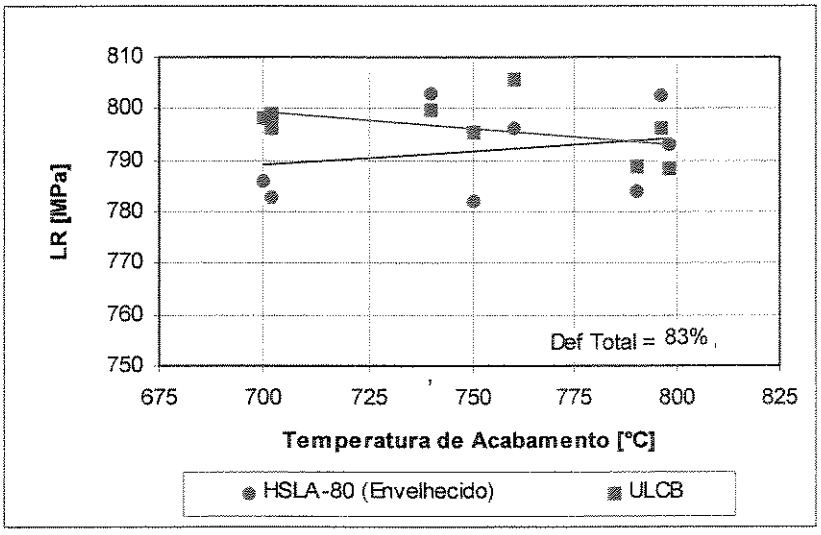


Figura 4.24: Efeito da temperatura de acabamento sobre o limite de resistência das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

A Figura 4.25 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80, laminadas e envelhecidas, e ULCB, somente laminadas. Em primeiro lugar, é interessante notar que houve uma nítida diferença na magnitude desse parâmetro entre os dois aços estudados: enquanto que os valores observados para o aço HSLA-80 estão por volta de 88 a 89%, os do aço ULCB estão em torno de 72 a 73%. Do ponto de vista prático, este é um

ponto desfavorável para o aço HSLA-80 envelhecido, pois altas razões elásticas significam estreita faixa de valores de tensão entre o início da deformação do material e sua ruptura, fato que pode comprometer a segurança das estruturas feitas com este tipo de aço. Outro problema decorrente desse fato é a maior probabilidade da ocorrência do chamado efeito mola (*spring-back*) durante a conformação de peças feitas com essa liga.

Tabela 4.12: Dados de razão elástica relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.1	84	90	87	87±4
A 2.1	88	90	88	89±1
B 1.1	86	86	86	86±0
B 2.1	83	91	88	87±5
C 1.1	87	87	80	85±5
C 2.1	88	88	89	88±1
D 1.1	88	84	84	85±3
D 2.1	89	89	90	89±1
E 1.1	89	87	88	88±1
E 2.1	89	89	89	89±1
F 1.1	89	91	88	89±2
F 2.1	89	91	88	89±2
G 1.1	88	84	88	86±3
G 2.1	91	91	86	89±4
G 3.1	89	91	84	88±5
G 4.1	87	91	87	88±3

ULCB	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.2	73	77	73	74±4
A 2.2	72	73	70	72±2
B 1.2	71	72	72	72±0
B 2.2	73	75	73	73±2
C 1.2	72	71	72	72±1
C 2.2	73	73	73	73±0
D 1.2	72	72	71	72±1
D 2.2	73	74	71	73±2
E 1.2	68	74	72	71±5
E 2.2	72	74	74	73±2
F 1.2	71	73	72	72±2
F 2.2	70	74	70	71±4
G 1.2	73	74	71	73±2
G 2.2	72	71	72	72±1
G 3.2	71	74	73	73±2
G 4.2	73	72	71	72±2

O efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica foi muito discreta para ambos os aços, refletindo diretamente sua influência sobre o limite de escoamento e de ruptura. Contudo, do ponto de vista prático essa influência parece ser desprezível, já que as alterações verificadas foram de apenas alguns pontos percentuais.

O efeito do grau total de deformação a quente sobre a razão elástica, mostrado na Figura 4.26, apresentou um aspecto interessante: enquanto que ela não influenciou os resultados obtidos para o aço ULCB, ocorreu um nítido aumento nos valores de razão elástica nas amostras de aço HSLA-80 quando o grau de deformação total a quente se elevou. Isto indica que o efeito microes-

trutural promovido pelo maior grau de deformação age mais nitidamente sobre o limite de escoamento do que o de resistência para o aço HSLA-80 envelhecido, enquanto que ele tende a elevar de forma mais eqüitativa ambos os limites no caso das amostras do aço ULCB.

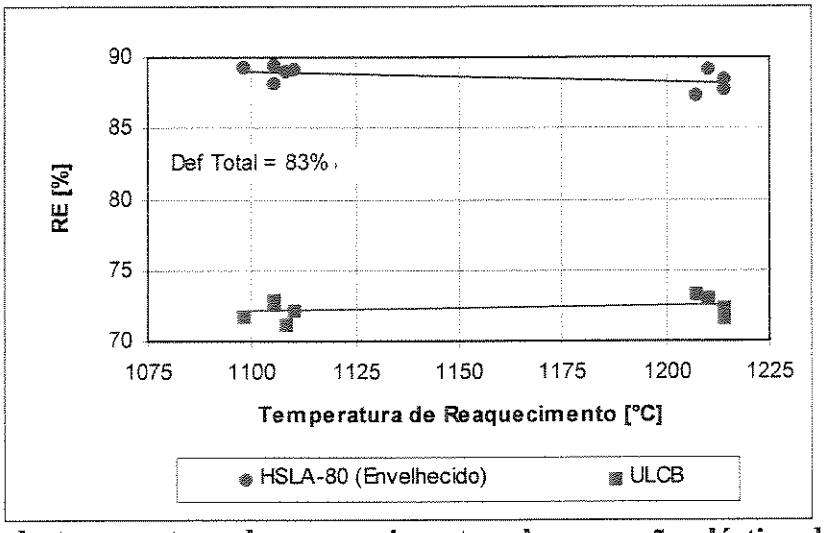


Figura 4.25: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

Já o efeito da temperatura de acabamento sobre a razão de escoamento, mostrado na Figura 4.27, foi praticamente nulo para ambos os aços, refletindo o efeito praticamente nulo desse parâmetro do ensaio sobre os limites de escoamento e resistência.

4.4.2.4. Alongamento Total

A Tabela 4.13 mostra os resultados obtidos em termos da alongamento total a partir dos ensaios de tração de amostras submetidas aos ensaios de laminação a quente mais envelhecimento, no caso das amostras de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso das amostras de aço ULCB.

A Figura 4.28 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre o alongamento total das amostras de aços HSLA-80 envelhecido e ULCB. Em primeiro lugar, é interessante notar que as amostras de aço HSLA-80 envelhecido apresentam alongamento total, ou seja, ductilidade, ligeiramente maior do que as de aço ULCB, apesar do primeiro tipo de aço apresentar maior re-

sistência mecânica. Quanto ao efeito da temperatura de reaquecimento sobre a ductilidade, verificou-se que não houve influência no caso do aço HSLA-80. No caso do aço ULCB os resultados até sinalizam no sentido de que maiores temperaturas de reaquecimento proporcionariam valores um pouco maiores de alongamento total; contudo, a variação verificada foi muito pequena (1% a mais, em média) e pode estar incluída na dispersão experimental associada à determinação desse parâmetro.

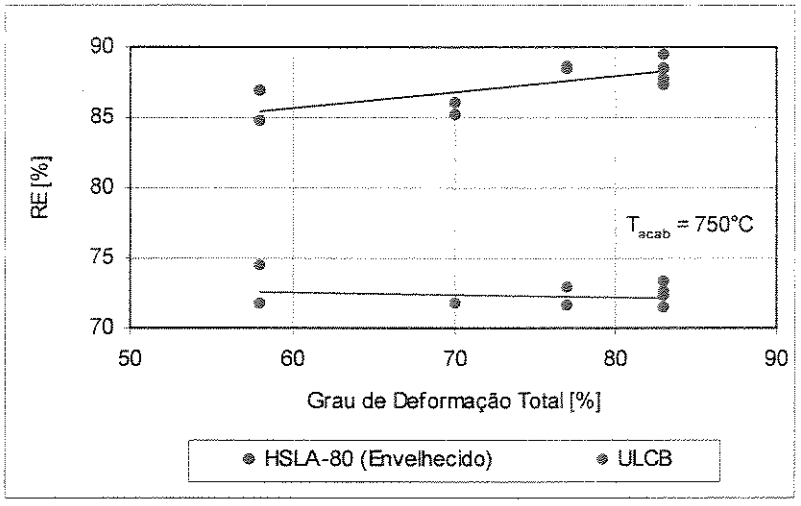


Figura 4.26: Efeito do grau de deformação total a quente sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

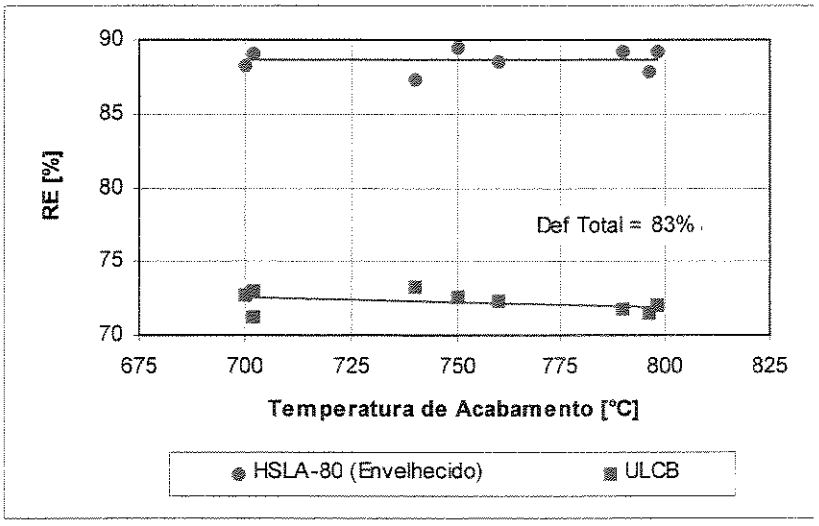


Figura 4.27: Efeito da temperatura de acabamento sobre a razão elástica das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

O aumento do grau total de deformação a quente também não afetou a ductilidade das amostras de aço HSLA-80 envelhecido, mas, em tese, tendeu a diminuir o alongamento total das amostras de aço ULCB, conforme mostrado na Figura 4.29. Mais uma vez, a alteração verificada foi muito pequena, da ordem de um ponto percentual, valor que pode estar dentro da faixa de erro experimental associado à determinação do alongamento total.

Tabela 4.13: Dados de alongamento total relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.1	28	28	29	28±2
A 2.1	28	27	28	28±2
B 1.1	28	27	28	28±2
B 2.1	28	28	29	28±2
C 1.1	28	28	29	28±2
C 2.1	28	29	28	28±2
D 1.1	28	29	27	28±4
D 2.1	28	28	28	28±0
E 1.1	28	28	28	28±0
E 2.1	28	28	28	28±0
F 1.1	29	28	28	28±2
F 2.1	29	29	29	29±0
G 1.1	28	28	28	28±0
G 2.1	28	28	28	28±0
G 3.1	28	28	29	28±2
G 4.1	29	28	28	28±2

ULCB	#1	#2	#3	Média [%]±[%]
A 1.2	28	28	29	28±2
A 2.2	28	25	26	26±7
B 1.2	28	28	27	28±2
B 2.2	28	27	28	28±2
C 1.2	27	29	28	28±4
C 2.2	28	27	28	28±2
D 1.2	27	28	27	27±2
D 2.2	27	28	27	27±2
E 1.2	29	27	28	28±4
E 2.2	28	29	28	28±2
F 1.2	27	27	27	27±0
F 2.2	28	28	27	28±2
G 1.2	28	25	28	27±7
G 2.2	25	26	25	25±3
G 3.2	28	28	27	28±2
G 4.2	27	28	27	27±2

Situação semelhante também parece ter ocorrido em termos da influência da temperatura de acabamento sobre o alongamento total. Como mostra a Figura 4.30, aparentemente o aumento da temperatura de acabamento levou a uma ligeira diminuição nos valores de alongamento total tanto no aço HSLA-80 envelhecido como no ULCB, com maior intensidade para esta última liga. Contudo, uma vez que a diferença máxima observada entre os valores de alongamento total é muito pequena, da ordem de um ponto percentual, fica a dúvida se o efeito é real ou se foi coincidência decorrente de erros experimentais.

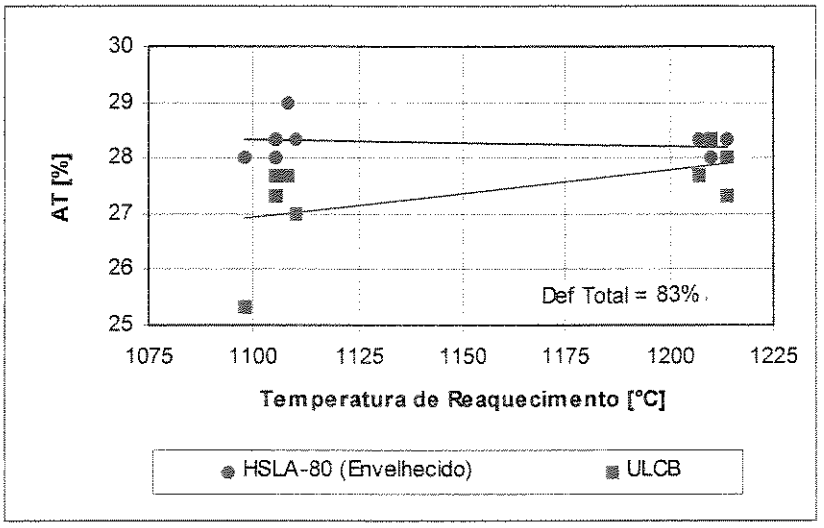


Figura 4.28: Efeito da temperatura de reaquecimento sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

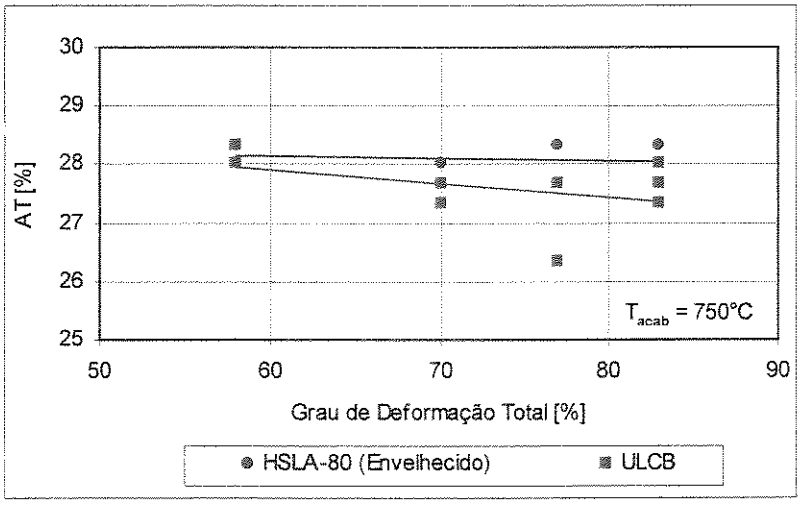


Figura 4.29: Efeito do grau de deformação total sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

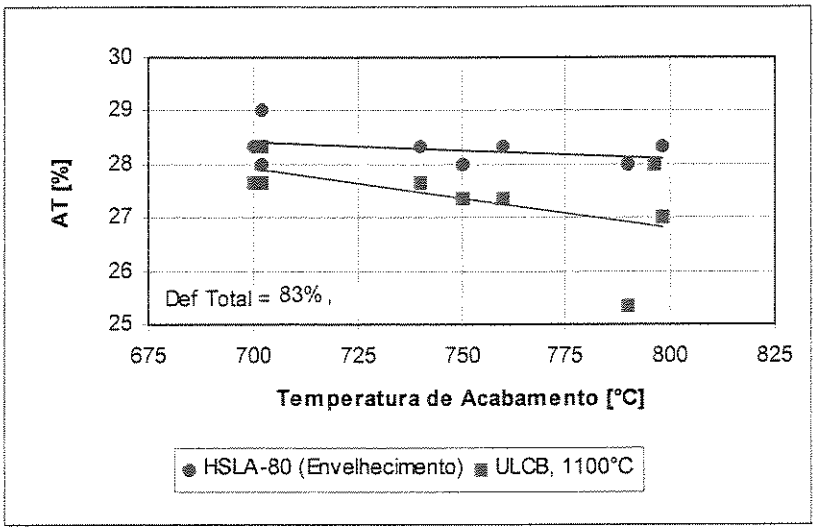


Figura 4.30: Efeito da temperatura de acabamento sobre o alongamento total das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

4.4.3. Ensaio de Impacto Charpy

A Tabela 4.14 mostra os resultados obtidos em termos da resistência ao impacto Charpy a -20°C a partir dos ensaios de amostras submetidas a laminação a quente mais envelhecimento, no caso de aço HSLA-80, e somente laminação a quente, no caso de aço ULCB.

A Figura 4.31 mostra o efeito da temperatura de reaquecimento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aços HSLA-80 envelhecido e ULCB. Antes de mais nada, ficou bastante evidente que as amostras de aço ULCB apresentaram maior tenacidade do que as de aço HSLA-80. Isto já era previsível, pois a contribuição de mecanismos de endurecimento por precipitação é maior para este último tipo de liga do que para o aço ULCB. E, como sabe, o endurecimento por precipitação promove redução na tenacidade do material.

A mesma figura permite concluir que não houve efeito significativo da temperatura de reaquecimento sobre a tenacidade de ambos os aços aqui estudados. Como o gráfico dessa figura foi traçado a partir dos dados de tenacidade de amostras submetidas ao máximo grau de deformação a quente (83%), é possível concluir que o nível de refino proporcionado por essa redução total foi suficiente para neutralizar os possíveis efeitos deletérios sobre a tenacidade que um tamanho de

grão mais grosseiro, formado sob maiores temperaturas de reaquecimento, poderia ter.

Tabela 4.14: Dados de resistência ao impacto determinada pelo ensaio Charpy a -20°C relativos às amostras de aço HSLA-80 envelhecido e aço ULCB como laminado.

HSLA-80 (envelh.)	#1	#2	#3	Média [J]±[%]
A 1.1	7	55	7	23±139
A 2.1	125	107	107	113±11
B 1.1	15	7	5	9±68
B 2.1	135	125	125	128±5
C 1.1	7	32	15	18±82
C 2.1	117	117	155	130±20
D 1.1	22	117	15	51±128
D 2.1	97	117	125	113±15
E 1.1	62	125	47	78±61
E 2.1	135	135	145	138±5
F 1.1	107	125	97	110±15
F 2.1	125	125	135	128±5
G 1.1	80	15	15	37±118
G 2.1	107	125	107	113±11
G 3.1	117	125	135	126±8
G 4.1	90	117	90	99±18

ULCB	#1	#2	#3	Média [J]±[%]
A 1.2	80	55	62	66±23
A 2.2	135	125	125	128±5
B 1.2	72	97	72	80±21
B 2.2	165	175	155	165±7
C 1.2	90	80	80	83±8
C 2.2	145	117	145	136±14
D 1.2	97	90	97	95±5
D 2.2	155	165	145	155±7
E 1.2	175	125	145	148±20
E 2.2	165	175	205	182±13
F 1.2	117	155	125	132±18
F 2.2	155	175	165	165±7
G 1.2	125	97	107	110±15
G 2.2	155	145	165	155±7
G 3.2	165	165	165	165±0
G 4.2	165	155	135	152±12

De fato, a Figura 4.32 mostra que a magnitude da energia absorvida no ensaio Charpy a -20°C é proporcional ao grau de redução total a quente aplicado nas amostras, mostrando cabalmente o efeito benéfico do refino de grão austenítico sobre a tenacidade de ambas as ligas estudadas. Este efeito foi particularmente vital para o aço HSLA-80, onde os valores de resistência ao impacto observados sob valores mínimos de deformação a quente aplicados (58%) foram extremamente baixos. Tal efeito já havia sido constatado na literatura [32,42,48,49,50].

Ao contrário das demais propriedades mecânicas aqui estudadas, a resistência ao impacto apresentou dependência significativa em relação à temperatura de acabamento para ambos os aços estudados, HSLA-80 envelhecido e ULCB, conforme mostra a Figura 4.33. Como seria de se esperar, o refino de tamanho de grão proporcionado por menores temperaturas de acabamento deve ter promovido os maiores valores de tenacidade observados sob tais condições de processo. A intensidade do efeito parece ter sido similar para ambos os aços, uma vez que as retas de ten-

dência observadas foram aproximadamente paralelas.

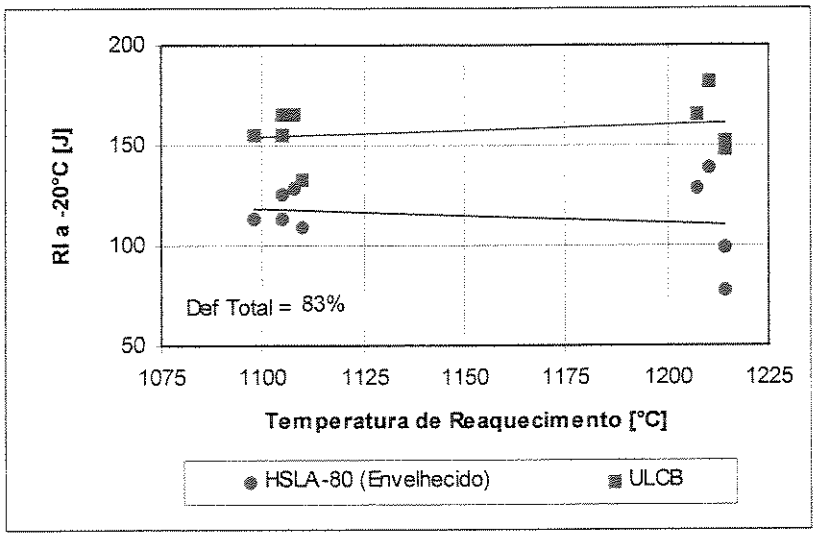


Figura 4.31: **Efeito da temperatura de reaquecimento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.**

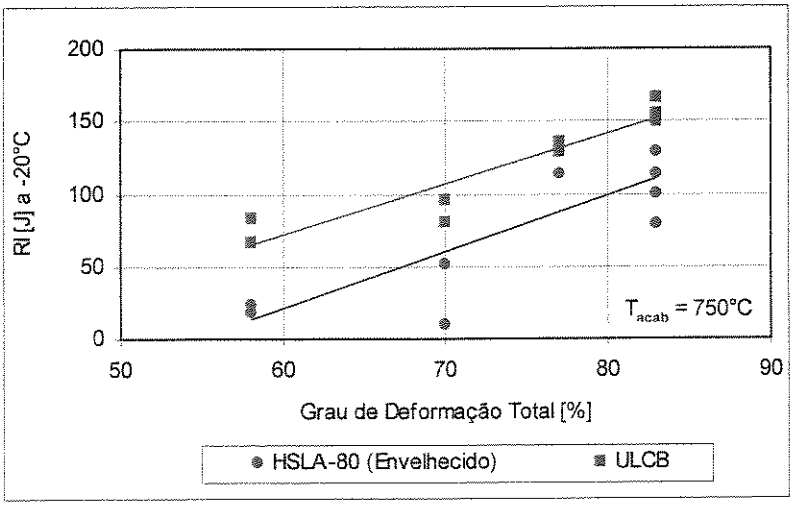


Figura 4.32: **Efeito do grau total de deformação a quente sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.**

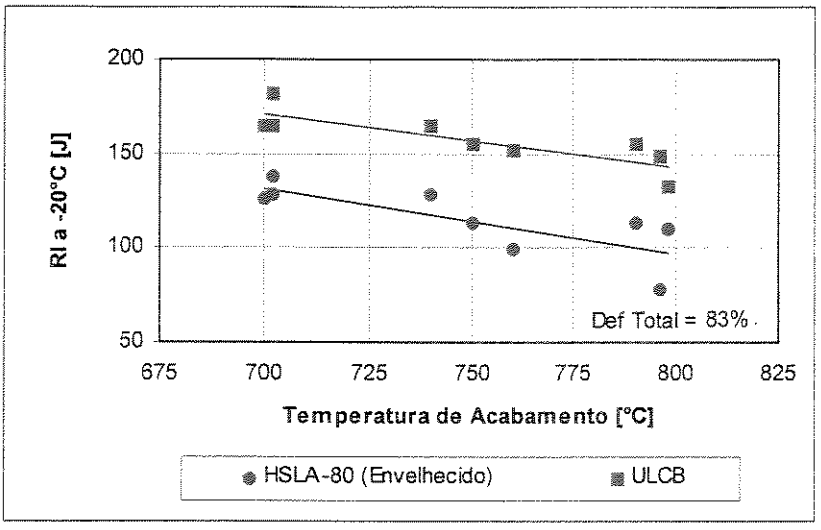


Figura 4.33: Efeito da temperatura de acabamento sobre a resistência ao impacto Charpy a -20°C das amostras de aço HSLA-80 envelhecido e ULCB como laminado.

Capítulo 5

Conclusões

Este trabalho teve como objetivo verificar o efeito do tratamento termomecânico aplicado num aço endurecível por precipitação ao cobre (HSLA-80) e bainítico de ultra-baixo carbono (ULCB) sobre suas microestruturas e propriedades mecânicas. Foram executadas duas séries de ensaios principais. Na primeira série, corpos de prova das duas ligas estudadas foram submetidos à laminação controlada, sendo aplicados diferentes graus de deformação totais iguais a 58, 70, 77 e 83% com temperatura de acabamento de 750°C. Na segunda série, corpos de prova foram submetidos à laminação controlada, mas desta vez com deformação total fixada em 83% e temperaturas de acabamento fixadas em 800 ou 700°C. Os corpos de prova de aço HSLA-80 ainda foram submetidos a tratamento de envelhecimento após a laminação a quente, constituído de aquecimento por uma hora a 600°C, seguido de resfriamento ao ar. Os dados gerados por estes ensaios permitiram conhecer melhor os efeitos do tratamento termomecânico sobre a microestrutura e propriedades finais desses aços, que não estavam disponíveis na literatura. A partir desses efeitos foram deduzidas as conclusões descritas a seguir:

5.1. Morfologia da Microestrutura Austenítica durante a Laminação a Quente

A elevação da temperatura de reaquecimento de 1100 para 1200°C provocou leve aumento no tamanho de grão austenítico inicial. O aço HSLA-80, que apresentou menores tamanhos de grão após o reaquecimento, apresentou o maior aumento relativo em função da elevação da temperatura de austenitização, da ordem de 24%.

Os sucessivos passes de deformação a quente/recristalização ocorridos durante a fase de esboçamento provocaram refino intensificado no tamanho de grão austenítico de ambos os aços. A diferença entre os tamanhos de grão austeníticos pós-esboçamento entre as duas ligas diminuiu, embora o aço HSLA-80 sempre tendesse a apresentar tamanho de grão ligeiramente mais refinado.

Aparentemente a temperatura de reaquecimento não afetou o tamanho de grão obtido no caso do aço HSLA-80 após uma laminação esboçadora onde se aplicou um grau de deformação a quente de 50%. O mesmo não pode ser afirmado com relação ao aço ULCB, onde a diferença entre os tamanhos de grão nos materiais reaquecidos a diferentes temperaturas e submetidos a esboçamento foi pequena, mas estatisticamente significativa.

5.2. Morfologia da Microestrutura Bainítica Final

A aparência da microestrutura bainítica final dos aços HSLA-80 e ULCB não apresentou diferenças significativas ao microscópio ótico em função das diferentes condições experimentais empregadas. O poder de resolução da microscopia ótica é insuficiente para revelar os contornos de grão e outras características fundamentais dos constituintes bainíticos para aços de baixo carbono. Isto impede uma comparação qualitativa e quantitativa entre as microestruturas bainíticas obtidas nos diferentes aços e para as diferentes condições experimentais de laminação a quente.

5.3. Transformação da Austenita durante o Resfriamento Contínuo

A determinação dos diagramas Transformação no Resfriamento Contínuo (TRC) para os aços HSLA-80 e ULCB mostrou que a temperabilidade dessas ligas é relativamente alta. No caso do HSLA-80 a formação de 5% de ferrita só ocorre para velocidades de resfriamento a partir de 0,5°C/s, enquanto que para o aço ULCB essa formação não foi observada mesmo sob velocidade de 0,25°C/s, que foi a menor taxa de resfriamento utilizada na determinação desses diagramas.

5.4. Resposta ao Envelhecimento

O aço HSLA-80 apresentou boa resposta ao envelhecimento em termos de aumento de dureza quando foi submetido a um reaquecimento sob 600°C, atingindo-se valor máximo após 30 minutos de tratamento. Esse envelhecimento, quando efetuado a 500°C, resultou em alterações quase nulas em sua dureza mesmo após duas horas de tratamento, provavelmente devido à baixa velocidade de difusão do cobre. Já o uso de temperatura igual a 700°C chegou a promover até mesmo redução da dureza para tempos de envelhecimento superiores a 30 minutos pois, além de super-envelhecimento, deve ter ocorrido revenimento da microestrutura bainítica.

Já o comportamento após envelhecimento do aço ULCB foi um pouco diferente. O envelhecimento a 500°C promoveu um contínuo aumento de dureza até duas horas de tratamento, quando atingiu valor máximo. O aumento da temperatura de tratamento para 600°C fez com que se atingisse um valor bastante alto de dureza já aos 5 minutos de envelhecimento. A dureza teve um aumento suplementar após 30 minutos de tratamento, assumindo valor ligeiramente inferior ao conseguido no envelhecimento a 500°C durante duas horas e manteve-se estabilizado nesse patamar até duas horas de tratamento. Já o envelhecimento a 700°C apresentou efeitos semelhantes como os verificados para a liga HSLA-80: um aumento inicial de dureza para 5 minutos de tratamento seguido de nítida queda para tempos maiores de envelhecimento. A causa para este fato parece também ser a mesma verificada para o aço HSLA-80: super-envelhecimento associado a efeitos de revenimento da matriz bainítica.

5.5. Propriedades Mecânicas

Uma comparação entre os resultados em termos de dureza para as amostras de aço HSLA-80 como laminadas e as laminadas e submetidas a envelhecimento de uma hora a 600°C mostrou que a temperatura de austenitização antes da laminação não afetou os resultados de dureza para as duas condições. Logo, a temperatura de austenitização - que afeta diretamente o teor de Nb solubilizado no aço - não afetou a resposta ao envelhecimento do material. A partir daí pode-se concluir que a precipitação de compostos de nióbio não contribuiu significativamente para o aumento

de dureza conseguido após o envelhecimento da liga.

O aumento do grau de deformação total tendeu a elevar a dureza observada nas amostras de aço HSLA-80 como laminadas e as laminadas e envelhecidas a 600°C durante uma hora, mas a diferença de dureza entre elas sempre se manteve aproximadamente igual. Isto sugere que o maior grau de refino microestrutural promovido pelo crescente grau total de deformação não afeta a resposta ao envelhecimento do aço HSLA-80.

A alteração na temperatura de acabamento não afetou os resultados de dureza para as amostras de aço HSLA-80 como laminadas e as laminadas e envelhecidas a 600°C durante uma hora. Ou seja, também este parâmetro de processo não alterou a resposta ao envelhecimento do material.

Já os valores de dureza obtidos na amostras de aço ULCB como laminado indicam que eles foram bem maiores nas amostras reaquecidas a 1200°C do que nas reaquecidas a 1100°C, mostrando claramente que os maiores teores de elementos microligados solubilizados que ocorrem sob tal condição se refletem nas características de temperabilidade e endurecimento por precipitação da liga.

O efeito do grau total de deformação e da temperatura de acabamento sobre a dureza das amostras de aço ULCB como laminado foram idênticos aos observados para o aço HSLA-80 como laminado. Ou seja: maiores níveis de deformação a quente aumentam a dureza do material, enquanto que a temperatura de acabamento não exerceu influência mensurável.

No estado como laminado as amostras de aço HSLA-80 tenderam a apresentar menor dureza que as de ULCB. Contudo, após o envelhecimento das amostras de HSLA-80 a 600°C durante uma hora essa tendência se inverteu.

O efeito dos parâmetros experimentais da laminação a quente sobre o limite de escoamento foi similar para os aços HSLA-80 envelhecido a 600°C por uma hora e ULCB como laminado.

As temperaturas de reaquecimento e de acabamento não exerceram efeito significativo, enquanto que a elevação do grau de deformação a quente tendeu a aumentar o limite de escoamento de ambas as ligas, em função do maior grau de refino promovido.

A situação é um pouco diferente no caso do limite de resistência. Aqui a o aumento da temperatura de reaquecimento promoveu aumento no limite de resistência para aço HSLA-80 laminado e envelhecido a 600°C por uma hora e no aço ULCB como laminado. O efeito foi mais significativo para essa última liga, o que parece indicar que o maior nível de Nb solubilizado contribui de forma mais intensa para o aumento do limite de resistência do que para o de escoamento. Já o grau total de deformação a quente aumentou o limite de resistência com grau aproximadamente igual para ambas as ligas. A temperatura de acabamento, por sua vez, parece não ter influenciado significativamente os valores do limite de resistência; as variações associadas com a mudança desse parâmetro experimental aparentemente caíram dentro da margem de erro experimental. A diferença entre os valores do limite de resistência obtido para as duas ligas foi menor do que a observada para o limite de escoamento.

A razão elástica observada para o aço HSLA-80, laminado e envelhecido a 600°C oscilou entre 88 a 89%, valores muito altos quando comparados com os conseguidos pelo aço ULCB como laminado, 72 a 73%. Este é um ponto desfavorável para o aço HSLA-80 envelhecido, pois a diferença de magnitude entre os limites de escoamento e resistência é muito pequena neste caso, o que causa preocupação nos projetistas que considerem o uso desse material. Além disso, seu desempenho fica prejudicado pela maior probabilidade de ocorrência do chamado efeito mola (*spring-back*) durante sua conformação. Foi verificado que a temperatura de reaquecimento e acabamento não afetou os valores desse parâmetro para ambas as ligas. Curiosamente, o aumento do grau total de deformação a quente só elevou a razão elástica do aço HSLA-80 envelhecido, enquanto que o do aço ULCB como laminado não sofreu grandes alterações.

O alongamento total observado nos aços HSLA-80 laminado e envelhecido a 600°C por uma hora e ULCB como laminado parece não ter sido afetado pelas condições experimentais da laminação a quente. Ou seja: variações na temperatura de reaquecimento, de acabamento e no

grau total de deformação a quente não levaram a alterações significativas na ductilidade do material. Também não houveram diferenças significativas entre os valores de alongamento total verificados para as duas ligas.

Os valores de resistência ao impacto a -20°C foram significativamente maiores para o aço ULCB como laminado do que para o aço HSLA-80 laminado e submetido a envelhecimento a 600°C durante uma hora. Isto já era previsível, pois a maior contribuição do endurecimento por precipitação ocorrido nesta última liga compromete sua tenacidade. Verificou-se ainda que a temperatura de reaquecimento usada não influenciou os valores de resistência ao impacto que, por outro lado, aumentaram à medida que se aumentou o grau total de deformação a quente ou se abaixou a temperatura de acabamento. É interessante notar que o maior refino de grão promovido pela menor temperatura de reaquecimento não foi relevante para se aumentar a resistência ao impacto das amostras de ambos os aços, enquanto que o efeito do maior grau de deformação a quente e da menor temperatura de acabamento se fez sentir neste caso. Aliás, esta foi a única propriedade mecânica influenciada de forma significativa pela temperatura de acabamento.

5.6. Resumo das Conclusões

Os dois aços aqui estudados - HSLA-80, laminado e envelhecido a 600°C durante uma hora e ULCB como laminado - apresentaram nível de resistência mecânica equivalente ao especificado para os aços HY-80/HSLA-80, desde que se aplique um grau total de deformação de pelo menos 83% durante a laminação a quente. Sob tais condições, as amostras de aço HSLA-80 chegaram a apresentar níveis de resistência mecânica até mesmo equivalentes aos aços HY-100/HSLA-100.

Não foi possível efetuar uma comparação entre os valores de resistência ao impacto levantados para os materiais estudados neste trabalho e os especificados nas normas que regem as propriedades dos aços HY-80/HSLA-80. Em primeiro lugar, os valores especificados em norma levam em conta os atuais recursos de refino secundário disponíveis industrialmente, que permitem maiores níveis de limpeza inclusionária e menores teores de elementos indesejáveis do que os que podem ser conseguidos em fornos laboratoriais de fusão por indução, como o que foi usado na

elaboração das ligas estudadas nesse trabalho. Disto resulta que geralmente o material produzido industrialmente apresenta maior tenacidade em relação ao elaborado em laboratório. Além disso, o tamanho dos corpos de prova Charpy adotados neste trabalho é significativamente menor do que o usado nos corpos de prova extraídos a partir de material produzido industrialmente, em função da pequena quantidade de material disponível para as experiências aqui realizadas.

Contudo, o aço HSLA-80 laminado e envelhecido a 600°C durante uma hora apresentou dois pontos desfavoráveis: razão elástica muito elevada e menor resistência ao impacto Charpy que o aço ULCB. São dois aspectos que inspiram preocupações aos projetistas de estruturas que venham a utilizar este tipo de material. Além disso, o aumento de dureza conseguido após o envelhecimento a 600°C por uma hora desse aço foi de apenas 11%, o que parece ser um ganho muito pequeno para um tratamento térmico adicional.

Do ponto de vista industrial, contudo, o que vem se observando é uma aplicação mais intensa do aço HSLA-80 em aplicações práticas, particularmente na área naval, em detrimento do aço ULCB. Isso decorre de vários fatores. Em primeiro lugar, do fato do aço HSLA-80 ter sido derivado de materiais já consagrados há décadas em aplicações práticas, como o *NiCuAge* e o A710. Esse histórico bem-sucedido aumenta a confiança dos projetistas nesse material, incentivando seu uso. Por sua vez, o aço ULCB ainda apresenta algum caráter experimental, tendo sido relativamente pouco usado em aplicações práticas. Além disso, o aço HSLA-80 é mais fácil de ser elaborado numa aciaria do que o ULCB. Neste último caso, o teor de carbono ultra baixo da liga exige obrigatoriamente a desgaseificação do aço líquido com um controle de processo bastante rígido, fato que dificulta ou até mesmo inviabiliza sua produção. Finalmente, o envelhecimento do aço HSLA-80 também pode servir de tratamento de alívio de tensões nas peças soldadas. Nos casos em que esse tratamento for obrigatório, independentemente do aço escolhido, o envelhecimento decorrente da adoção do aço HSLA-80 não implicará em custos extras.

Em termos do efeito dos parâmetros de processo de laminação, verificou-se que o mais importante deles é o grau total de deformação a quente aplicado ao material, que influenciou todas as propriedades mecânicas dos aços aqui estudados, com exceção de sua ductilidade e da razão

elástica do aço ULCB. Por exemplo, o aumento do grau total de deformação a quente de 58 para 83% elevou o limite de escoamento de 8% (aço HSLA-80) e 4% (aço ULCB). Seu efeito sobre a tenacidade desses aços foi decisivo: a energia absorvida no ensaio Charpy a –20°C subiu 450% (aço HSLA-80) e 114% (aço ULCB). A temperatura de acabamento também afetou significativamente essa propriedade; seu abaixamento, de 800 para 700°C, aumentou a energia absorvida no ensaio Charpy a –20°C em 35% (aço HSLA-80) e 17% (aço ULCB).

Capítulo 6

Sugestões para Trabalhos Futuros

Os conhecimentos obtidos através do desenvolvimento desta Tese podem ser consideravelmente ampliados através de um trabalho em escala semi-industrial sobre os dois aços aqui estudados, endurecível por precipitação de cobre (HSLA-80) e bainítico com teor extra-baixo de carbono (ULCB). A disponibilidade de maior quantidade de material viabilizaria diversos ensaios experimentais adicionais que embasariam estudos complementares visando agilizar e reduzir o custo do desenvolvimento do processo industrial de fabricação destas ligas e identificar com mais precisão as condições ideais para sua aplicação.

Eis as sugestões para trabalhos futuros:

Otimizar a composição química dos aços HSLA-80 e ULCB, minimizando o teor de elementos de liga problemáticos para a ductilidade a quente, como o cobre, ou excessivamente caros, como o molibdênio, eventualmente considerando o uso de resfriamento acelerado após a laminação a quente.

Caracterizar detalhadamente o efeito da temperatura e tempos de reaquecimento sobre o tamanho e distribuição do tamanho de grão austenítico, bem como o grau de solubilização dos elementos microligantes.

Determinar o efeito da distribuição total da deformação durante a laminação a quente entre

as fases de esboçamento e acabamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas.

Verificar a resposta desses aços através da simulação do processamento desses aços nas condições típicas da Laminação de Tiras a Quente, incluindo resfriamento acelerado após a laminação seguido do resfriamento lento típico de uma bobina a quente.

Caracterização da resistência à deformação a quente desses novos aços, incluindo o efeito dos principais elementos de liga e da supressão da recristalização da austenita, bem como o modelamento matemático de todos esses efeitos.

Estudar o efeito dos elementos de liga específicos desses aços e do processo de laminação a quente sobre as temperaturas críticas da laminação controlada, ou seja, as temperaturas de não-recristalização (T_{nr}), início (Ar_3) e fim (Ar_1) da formação de ferrita proeutetóide e de início (B_s) e fim (B_f) da formação de bainita, bem como a interação entre a recristalização da austenita e a precipitação de carbonitretos de elementos microligantes

Estudo do efeito dos elementos de liga sobre a recristalização da austenita, particularmente o efeito do cobre nos aços HSLA-80 e da sinergia nióbio-boro nos aços ULCB.

Caracterizar com maior nível de detalhamento as microestruturas bainíticas obtidas, incluindo os precipitados de cobre e de elementos microligantes, através de microscopia eletrônica de varredura e transmissão.

Verificar o efeito dos parâmetros de processo da laminação controlada a quente (temperatura de reaquecimento, grau total de deformação a quente, distribuição da deformação ao longo das fases de esboçamento e acabamento, temperatura de acabamento) sobre a resistência mecânica, ductilidade e tenacidade de amostras envelhecidas sob diversas condições de temperatura e tempo de tratamento.

Caracterizar detalhamente a tenacidade das amostras obtidas, usando-se ensaio de impacto

Charpy instrumentado, com determinação da área de fratura dúctil e índice de expansão lateral, levantamento da curva de transição entre fratura dúctil e frágil e utilizando-se ensaio DWTT.

Caracterização detalhada da soldabilidade dessas duas novas ligas e mais a de um aço HY-80, permitindo uma comparação efetiva entre elas.

Caracterizar a resistência à corrosão dos aços aqui estudados em água marinha, verificando inclusive o efeito de técnicas protetivas.

Verificar o desempenho desses aços quanto ao ataque por fragilização induzida por hidrogênio (*H.I.C., Hydrogen Induced Cracking*) , para avaliar seu grau de adequabilidade para sua aplicação em tubos para a área petrolífera que tenham de atender a esse requisito.

Caracterização da conformabilidade a frio e a quente de chapas grossas desses novos tipos de aço, especialmente na fabricação de tubos de grande diâmetro.

Referências Bibliográficas

[1] NORMA MIL Designation MIL-S-16216K(SH). *Military Specification for Steel Plate, Alloy, Structural, High Yield Strength HY-80 and HY-100*, 19 June 1987.

[2] ANON. U.S. Navy Reports Welding Procedure Source of Cracks in First Seawolf Submarine. *Welding Journal*, vol. 70, n° 9, Sept. 1991, p. 5.

[3] GARCIA, C.I. et alii. Ultra-Low Carbon Bainitic Plate Steels: Processing, Microstructure and Properties. *Iron & Steelmaker*, vol. 18, n° 10, October 1991, p. 97-106.

[4] WILSON, A.D. et alii. Properties and Microstructures of Copper Precipitation Aged Plate Steels. In: Microalloying '88. *Proceedings*. American Society for Metals, Chicago, 1988, p. 259-275.

[5] Norma ASTM Designation ASTM A 710-84. *Standard Specification for Low-Carbon Age-Hardening Nickel-Copper-Chromium-Molybdenum-Columbium Steel Plates*. In: Annual Book of ASTM Standards - Steel: Structural, Reinforcing, Pressure Vessel, Railway. American Society for Testing and Materials, West Conshohoken, vol. 4, 1999.

[6] NORMA MIL Designation MIL-S-24645A(SH). *Military Specification for Steel Plate, Sheet or Coil, Age-Hardening Alloy, Structural, High Yield Strength HSLA-80 and HSLA-100*, 24 September 1990.

[7] KRISHNADEV, M.R. et alii. Development and Characterization of a New Family of Copper

HSLA Steels. In: HSLA Steels '83. *Proceedings*. American Society for Metals, Philadelphia, 1983, p. 129-147.

[8] HAMBURG, E.G. et alii. *Development of an Intermediate Composition for Navy HSLA-80/HSLA-100 Steels*. Report RQR 88-1, Lukens Steel Company, Coatesville, February 1988.

[9] PHILLIPS, R.H. et alii. High Strength Plate Steels for Defence Applications. In: Microalloying '88. *Proceedings*. American Society for Metals, Chicago, 1988, p. 235-247.

[10] BROWNRIGG, A. High Strength Steel Research in Australia. *Key Engineering Materials*, vol. 84-85, 1993, p. 1-15.

[11] KRISHNADEV, M.R. et alii. Copper-Precipitation Strengthened HSLA Steels. In: International Symposium on Low-Carbon Steels for the Nineties. *Proceedings*. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, 1993, p. 501-509.

[12] BILLINGHAM, J. Steel - A Versatile Advanced Material in Marine Environments. *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 21, n° 6, 1994, p. 452-458.

[13] VAYNMAN, S. et alii. Copper Precipitation Hardened, High Strength, Weldable Steel. In: Materials for the New Millennium. *Proceedings*. Materials Engineering Division of the American Society of Civil Engineers, Washington, November 1996, vol. 2, p. 1551-1560.

[14] GARCIA, C.I. et alii. Structure and Properties of ULCB Plate Steels for Heavy Section Applications. In: Microalloying '88. *Proceedings*. American Society for Metals, Chicago, 1988, p. 291-299.

[15] MONTEMARANO, T.W. et alii. High Strength Low Alloy Steels in Naval Construction. In:

Journal of Ship Production, vol. 2, n° 3, August 1986, p. 145-162.

[16] NORMA MIL Designation MIL-A-46100C. *Military Specification for Armour Plate, Steel, Wrought, High Hardness*. 13 June 1983.

[17] BAUJAT, V. et alii. Submarine Pressure Hull Construction in 100 HLES Steel. In: Conference on Advances in Marine Structures 2. *Proceedings*. Elsevier Science Publishers Ltd., Dumfermline, May 1991, p. 81-106.

[18] BISWAS, D.K. et alii. Some Aspects of Inclusion Characterization in Resulphurized HY-80 Steel. *ISIJ International*, vol. 31, n° 7, July 1991, p. 712-720.

[19] HURLEY, J.L. et alii. Age-Hardenable Nickel-Copper Steels. *Metals Engineering Quarterly*, vol. 6, n° 2, May 1966, p. 25-31.

[20] HYDREAN, P.P. et alii. IN-787: An Age Hardenable Steel for Line Pipe and General Structural Uses. In: Mechanical Working and Steel Processing Conference. *Proceedings*. AIME, Chicago, 1972, p. 211-236.

[21] SHELTON, C.H. et alii. New Line Pipe Steel Developed for Arctic Service. *Pipeline and Gas Journal*, November 1972, p. 31-36.

[22] FLETCHER, E.E. et alii. *Special Report on Precipitation-Strengthened, Weldable, Low-Carbon Structural Steels for Line-Pipe Applications*. NG-18 Report n° 101, Battelle Columbus Laboratories, Columbus, December 1975, 162 p.

[23] JESSEMAN, R.J. et alii. Mechanical Properties and Precipitation-Hardening Response in ASTM A710 Grade A and A736 Alloy Steel Plates. *Journal of Heat Treating*, vol. 3, n° 3, June 1984, p. 228-236.

[24] TOMITA, Y. et alii. Development of 590-MPa Class High Tensile Strength Steel with

Superior HAZ Toughness by Copper Precipitation Hardening. *ISIJ International*, vol. 34, n° 10, October 1994, p. 836-842.

[25] LLEWELLYN, D.T. Copper in Steels. *Ironmaking and Steelmaking*, vol. 22, n° 1, 1995, p. 25-34.

[26] DE PAUL, R.A. & KITCHIN, A.L. The Role of Nickel, Copper and Niobium in Strengthening a Low-Carbon Ferritic Steel. *Metallurgical Transactions*, vol. 1, n° 2, February 1970, p. 389-393.

[27] TAKAHASHI, A. et alii. Microstructural Refinement by Copper Addition and its Effect on Strengthening and Toughening of Sour Service Line Pipe Steels. *ISIJ International*, vol. 36, n°2, February 1996, p. 241-245.

[28] DUNNE, D.P. et alii. Isothermal Transformation Products in a Copper-bearing High Strength Low Alloy Steel. *ISIJ International*, vol. 36, n° 3, March 1996, p. 324-333.

[29] OHTANI, H. et alii. Morphology and Properties of Low-Carbon Bainite. *Metallurgical Transactions A*, vol. 20A, n° 4, April 1990, p. 877-888.

[30] YANG, J.R. et alii. The Development of Ultra-Low-Carbon Bainitic Steels. *Materials & Design*, vol. 13, n° 6, 1992, p. 335-338.

[31] ARAKI, T. et alii. Bainitic and Similar Microstructures of Modern Low Carbon HSLA Steels. In: International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern HSLA Steels. *Proceedings*. AIME, Pittsburgh, 1991, p. 249-255.

[32] ARAKI, T. et alii. Bainitic Intermediate Microstructures of Very Low-C Steels. In: ICOMAT '92. *Proceedings*. Monterey Institute of Advanced Studies, Monterey, July 1992.

[33] NIIKURA, M. et al. Características da Transformação e Propriedades Mecânicas em Aços de Extra-Baixo Carbono Endurecíveis através de Transformação. *Tetsu-to-Hagané*, vol. 70, n° 10, 1984, p. 1429-1436 (Tradução n° 1218 do Centro de Informações Tecnológicas da Companhia Siderúrgica Paulista - COSIPA).

[34] MCEVILY, A.J. et al. Structure, Hardenability and Toughness of Low-Carbon High-Strength Steels. In: Transformation and Hardenability of Steels. *Proceedings*. University of Michigan e Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1967, p. 179-194.

[35] VASSILAROS, M.G. et al. Impact Toughness and Cleavage Fracture Strength of an Ultra-Low-Carbon Steel. In: International Trends in Welding Science and Technology. *Proceedings*. American Society for Metals, Gatlinsburg, June 1992, p. 519-525.

[36] OKATSU, M. et alii. Weldability of Advanced Extremely-Low Carbon Bainitic Steel for Thick Plates of 570 MPa Grade through As-Rolled Process. *Kawasaki Steel Technical Report.*, n. 40, May 1999, p. 49-55.

[37] COLDREN, A.P. et alii. Strength and Impact Properties of Low-Carbon Structural Steels Containing Molybdenum. In: Steel Strengthening Mechanisms. *Proceedings*. Climax Molybdenum Company, Zurich, 1969, p. 17-44.

[38] SMITH, Y.E. et alii. Manganese-Molybdenum-Niobium Acicular Ferrite Steels with High Strength and Toughness. In: Toward Improved Ductility and Toughness. *Proceedings*. The Japan Institute of Metals e Climax Molybdenum Cokmpany, Tokyo, 1971, p. 119-142.

[39] NAKASUJI, H. et alii. Development of Controlled Rolled Ultra Low Carbon Bainitic Steel for Large Diameter Linepipe. In: Alloys for the Eighties. *Proceedings*. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980, p. 213-224.

[40] MASSIP, A. et alii. Grobblech und Warmband aus bainitischen Stählen mit sehr niedrigem

Kohlenstoffgehalt. *Stahl und Eisen*, vol. 98, n° 19, 21 September 1978, p. 989-996.

[41] NAKASUJI, H. et alii. Ultra-Low Carbon Bainitic Steel for Line Pipes. In: Steels for Linepipe and Fittings. *Proceedings*. The Metals Society, London, 1983, p. 90-95.

[42] WANG, S.C. et alii. The Effects of Rolling Processes on the Microstructure and Mechanical Properties of Ultralow Carbon Bainitic Steels. *Materials Science and Engineering*, A157, 1992, p. 29-36.

[43] WANG, S.C. et alii. Effects of Chemical Composition, Rolling and Cooling Conditions on the Amount of Martensite/Austenite (M/A) Constituent Formation in Low Carbon Bainitic Steels. *Materials Science and Engineering*, A154, 1992, p. 43-49.

[44] WANG, S.C. et alii. The Effect of Alloying Elements on the Structure and Mechanical Properties of Ultra Low Carbon Bainitic Steels. *Journal of Materials Science*, vol. 28, 1993, p. 5169-5175.

[45] BAUMGARDT, H. et alii. Thermomechanisch gewalzte bainitische Stähle mit Streckgrenzen von 500 bis 700 N/mm^2. *Stahl und Eisen*, vol. 105, n° 13, 1985, p. 709-716.

[46] MAVROPOULOS, L.T. et alii. Retardation of Austenite Recrystallization by the Strain Induced Segregation of Boron. *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 28, n° 2, 1989, p. 159-169.

[47] ABE, T. et alii. Effect of Thermo-mechanical Processing on Mechanical Properties of Copper Bearing Age Hardenable Steel Plates. *Transactions of the ISIJ*, vol. 27, n° 5, May 1987, p. 478-484.

[48] YANG, J.R. et alii. The Effect of Compressive Deformation on the Transformation Behavior of an Ultra-Low-Carbon Bainitic Steel. International Symposium on Low-Carbon Steels

for the 90's. *Proceedings*. The Minerals, Metals & Materials Society, Warrendale, 1993, p. 293-301.

[49] YAMAMOTO, S. et alii. Effects of the Austenite Grain Size and Deformation in the Unrecrystallized Austenite Region on Bainite Transformation Behavior and Microstructure. *ISIJ International*, vol. 35, n° 8, August 1995, p. 1020-1026.

[50] FUJIWARA, K. et alii. Effect of Hot Deformation on Bainite Structure in Low Carbon Steels. *ISIJ International*, vol. 35, n° 8, August 1995, p. 1006-1012.

[51] YANG, J.R. et alii. The Influence of Plastic Deformation and Cooling Rates on the Microstructural Constituents of an Ultra-Low Carbon Bainitic Steel. *ISIJ International*, vol. 35, n° 8, August 1995, p. 1013-1019.

[52] BAI, D.Q. et alii. Effect of Deformation and Cooling Rate on the Microstructures of Low Carbon Nb-B Steels. *ISIJ International*, vol. 38, n° 4, April 1998, p. 371-379.

[53] HORNBOGEN, E. et alii. A Metalographic Study of Precipitation of Copper from Alpha Iron. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 218, n° 12, December 1960, p. 1064-1070.

[54] WRIEDT, H.A. et alii. The Solubility of Copper in Ferrite. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, vol. 218, n°2, February 1960, p. 30-36.

[55] OSAMURA, K. et alii. SANS Study of Phase Decomposition of Fe-Cu Alloy with Ni and Mn Addition. *ISIJ International*, vol. 34, n° 4, April 1994, p. 346-354.

[56] OSAMURA, K. et alii. Precipitation Hardening in Fe-Cu Binary and Quaternary Alloys. *ISIJ International*, vol. 34, n° 4, April 1994, p. 359-365.

[57] THOMPSON, S.W. et alii. Copper Precipitation during Continuous Cooling and Isothermal

Aging of A710-Type Steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 27A, n° 6, June 1996, p. 1573-1588.

[58] KRISHNADEV, M.R. et alii. Some Aspects of Precipitation of Copper and Columbium (Nb) Carbide in an Experimental High Strength Steel. *Metallurgical Transactions A*, vol. 26A, n° 1, January 1995, p. 222-224.

[59] HICHO, G.E. et alii. Effects of Heat Treatment on the Mechanical Properties and Microstructures of Four Different Heats of a Precipitation Hardening HSLA Steel. *Journal of Heat Treating*, vol. 5, n° 1, 1987, p. 7-19.

[60] BANADKOUKI, S.S.G. et alii. Age Hardening in a Cu-Bearing High Strength Low Alloy Steel. *ISIJ International*, vol. 36, n° 1, January 1996, p. 61-67.

[61] THOMPSON, S.W. et alii. Austenite Decomposition during Continuous Cooling of an HSLA-80 Plate Steel. *Metallurgical and Materials Transactions*, vol. 27A, n° 6, June 1996, p. 1557-1571.

[62] TERAZAWA, T. et alii. Low-Carbon Bainitic Steel with High Strength and Toughness. In: Toward Improved Ductility and Toughness. *Proceedings*. The Japan Institute of Metals and Climax Molybdenum Company, Tokyo, 1971, p. 101-117.

[63] ADRIAN, H. Thermodynamic Model for Precipitation of Carbonitrides in High Strength Low Alloy Steels Containing Up to Three Microalloying Elements With or Without Additions of Aluminium. *Materials Science and Technology*, vol. 8, n° 5, May 1992, p. 406-420.

[64] Norma ASTM Designation ASTM A370-77. *Standard Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. In: Annual Book of ASTM Standards - Metals: Physical, Mechanical, Corrosion Testing. American Society for Testing and Materials, vol. 10, 1982, p. 277-300.

[65] Norma ABNT NBR-6673. *Produtos Planos de Aço – Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração*. Associação Brasileira de Normas Técnicas, Julho 1981. 22 p.

[66] Norma ASTM Designation ASTM A 112-84. *Standard Methods for Estimating the Average Grain Size of Metals*. In: Annual Book of ASTM Standards - Metallography, Non Destructive Testing. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, vol. 11, 1984, p. 127-131.

[67] PADILHA, A.F. et alii. *Técnicas de Análise Microestrutural*, São Paulo, Hemus Editora, 1985, cap. 5.

[68] Norma ASTM Designation ASTM E 384-73. *Standard Test Method for Microhardness of Materials*. In: Annual Book of ASTM Standards - Metallography, Nondestructive Testing. American Society for Testing and Materials, vol. 11, 1982, p. 373-396.

[69] DESALOS, Y. et alii. Influence de l'Écrouissage de l'Austenite sur les Conditions de Transformation d'Aciers Peu ou Moyenemment Alliés. *Les Mémoires et Études Scientifiques de la Revue de Metallurgie*, vol. 76, n° 6, Juin 1979, p. 377-396.