Campus de São Carlos

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO DE HOMOGENEIZAÇÃO
SOBRE O BANDEAMENTO MICROESTRUTURAL EM AÇOS
DE CONSTRUÇÃO MECÂNICA.

DÉCIO CARDOSO DA SILVA

ORIENTADOR: PROF. DR. JOÃO MANUEL DE A. ROLLO

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

**INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO DE
HOMOGENEIZAÇÃO SOBRE O
BANDEAMENTO MICROESTRUTURAL EM
AÇOS DE CONSTRUÇÃO MECÂNICA**

DÉCIO CARDOSO DA SILVA

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Metalúrgica

Orientador: Prof. Dr. João Manuel de A. Rollo

DEDALUS - Acervo - EESC

31100036431

São Carlos

1995

Class.	Tese-888
Cat.	55 47
Tombo	148/95

metalurgia

st 0743757

INFLUÊNCIA DO TRATAMENTO DE
HOMOGENEIZAÇÃO SOBRE O
ENDEAMENTO MICROESTRUTURAL EM
AÇOS DE CONSTRUÇÃO MECÂNICA

DÉCIO CARDOSO DA SILVA

Dissertação apresentada à Escola de Engenharia de
São Carlos, da Universidade de São Paulo, como
parte dos requisitos para obtenção do Título de
Bacharel em Engenharia Metalúrgica

Orientador: Prof. Dr. João Manoel de A. Rêgo

São Carlos

1995

FOLHA DE APROVAÇÃO

Dissertação defendida e aprovada em 24-8-1995
pela Comissão Julgadora:

Prof. Doutor JOÃO MANUEL DOMINGOS DE A. ROLLO - Orientador
(Faculdade de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Doutora CECILIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA
(Faculdade Estadual de Ciências - UNICAMP)

Prof. Doutor SAMUEL IRATINYAN GOMES
(Faculdade de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP

S586i Silva, Decio Cardoso da
Influência do tratamento de homogeneização sobre o
bandeamento microestrutural em aços de construção mecânica /
Decio Cardoso da Silva.--São Carlos, 1995.
94p.

Dissertação (Mestrado) -- Escola de Engenharia de São
Carlos-Universidade de São Paulo, 1995.
Orientador: Prof. Dr. João Manuel Domingos de Almeida Rollo

1. Aços de construção mecânica - bandeamento. 2.
Tratamento térmico - homogeneização. I. Título

FOLHA DE APROVAÇÃO

Dissertação defendida e aprovada em 24-8-1995
pela Comissão Julgadora:

Prof. Doutor JOÃO MANUEL DOMINGOS DE A. ROLLO - Orientador
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Profa. Doutora CECÍLIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA
(Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP)

Prof. Doutor SAMUEL IRATI NOVAES GOMES
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. MOUNIR KHALIL EL DEBS
Vice-Presidente da Comissão de Pós-Graduação
em exercício

Coordenador da área - Engenharia Metalúrgica
Prof. Dr. OVIDIO RICHARD CRNKOVIC

ACADEMICOS

em 1954, pelo Dr. João de Deus, da Faculdade de Filosofia, para a cadeira de História da Arte.

Aos professores e funcionários do Departamento de História da Arte da Faculdade de Filosofia da Universidade de São Paulo, em especial ao Sr. Manoel Iraci, agradeço a colaboração e o apoio técnico.

A Sr. Maria Maria Correa, bibliotecária chefe da Biblioteca da Faculdade de Filosofia da Universidade de São Paulo, agradeço a colaboração e o apoio técnico.

Aos professores da Faculdade de Filosofia da Universidade de São Paulo, em especial ao Sr. Manoel Iraci, agradeço a colaboração e o apoio técnico.

Aos professores da Faculdade de Filosofia da Universidade de São Paulo, em especial ao Sr. Manoel Iraci, agradeço a colaboração e o apoio técnico.

Aos professores da Faculdade de Filosofia da Universidade de São Paulo, em especial ao Sr. Manoel Iraci, agradeço a colaboração e o apoio técnico.

À minha esposa Flora
Ao meu filho Decio Jr.
e à minha filha Teresa Cristina

AGRADECIMENTOS

Ao professor Dr. João Manuel de A. Rollo, pela orientação, esforço e dedicação.

Aos professores e funcionários do Departamento de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos/USP, particularmente ao professor Dr. Samuel Irati Novaes Gomes pela colaboração e sugestões técnicas.

A Sra. Sônia Maria Correa, bibliotecária chefe - FATEC/Sorocaba e Sra. Denise Martins Morales, bibliotecária - USP/São Carlos, pelos levantamentos e preparação das referências bibliográficas.

Aos professores da FATEC-Sorocaba, Eng^o. João Paes de Almeida e Eng^a. Margareth Aparecida Andrade Leme pelas discussões e apoio técnico.

Ao Sr. João Ramos, auxiliar docente, Sr. Otávio Alberto Correa Lopes, auxiliar docente e Sr. Mauro Pancera, instrutor do Laboratório de Materiais da FATEC-Sorocaba, pela obtenção dos corpos de prova e fotomicrografias.

Ao professor Eng^o. Olderigi De Conti, da FATEC-Sorocaba, pelo apoio decisivo.

Às empresas Villares S/A, Metalac S/A e Eletrometal S/A pela matéria-prima, processamentos e análises.

SUMÁRIO

Lista de Figuras	i
Lista de Tabelas	xi
Lista de Abreviaturas e Siglas.....	xii
Lista de Símbolos	xiii
Resumo	xiv
Abstract	xv
 1. Introdução	 01
1.1 Considerações Gerais	01
1.2 Objetivos	02
 2. Revisão Bibliográfica	 04
2.1 Bandeamento - definição	04
2.2 Solidificação dos metais	08
2.3 Solidificação de lingotes	13
2.4 Segregação	16
2.5 Deformação dos metais	29
2.6 Estruturas em bandas	31
2.7 Estruturas em bandas - Aços ao Carbono	32
2.8 Estruturas em bandas - Participação das inclusões	39
2.9 Estruturas em bandas - Aços ligados	41
2.10 Estruturas em bandas - Influência do Manganês	47
2.11 Estruturas em bandas - Carbonetos	49
2.12 Estruturas em bandas - Atenuação	50
 3. Materiais e Métodos	 57
3.1 Fundição e transformação mecânica do Aço SAE 8620	57
3.2 Tratamento térmico de homogeneização	59
3.3 Tratamento térmico de normalização	64
 4. Resultados	 65
4.1 Resultados das análises e testes do material como recebido Aço SAE 8620 laminado	65
4.2 Resultados do material analisado após tratamento de homogeneização	75
4.3 Resultados do material analisado após tratamento térmico de normalização	79
 5. Discussões	 85
 6. Conclusões	 89
 7. Sugestões para trabalhos futuros	 90
 8. Referências Bibliográficas	 91

LISTA DE FIGURAS

FIGURA (1) Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de um aço ao carbono com um aumento 200x nital 3%	05
FIGURA (2) Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de ferrita acicular, perlita e martensita (regiões mais escuras). Aço SAE 8620, segregado. Resfriamento com ventilação forçada. Aumento 500x. Reativo nital 3%.....	06
FIGURA (3) Direção de propagação de fissura com $\theta = 0^\circ$	07
FIGURA (4) Direção de propagação de fissura com $\theta = 45^\circ$	08
FIGURA (5) Esquema de nucleação e crescimento de núcleos no interior de uma massa líquida de metal	09
FIGURA (6) Curva de resfriamento de um metal puro com indicação de super-resfriamento.....	11
FIGURA (7) Indicação de dendritas de aços em lingotes	12
FIGURA (8a) Estrutura esquemática de lingote típica com zona equiaxial coquilhada	13

FIGURA (8b) Estrutura esquemática de lingote apresentando zona equiaxial coquilhada, zona colunar e zona equiaxial central.....	14
FIGURA (9a) Micrografia de um lingote de aço inoxidável (5" x 5") sem inoculante.....	14
FIGURA (9b) Micrografia de um lingote de aço inoxidável (5" x 5") com inoculante	15
FIGURA (10) Porção de um diagrama de fase em que $K_o < 1$	17
FIGURA (11) (a) concentração de soluto no líquido à frente da interface sólido/líquido e (b) distribuição da temperatura da solidificação em equilíbrio.....	18
FIGURA (12a) Ilustração da solidificação de uma liga (A,B) para $K_o > 1$	19
FIGURA (12b) Ilustração da redução do super-resfriamento no líquido à frente da interface e a distribuição da temperatura de solidificação em equilíbrio resultante.....	20
FIGURA (13) Indicação de super-resfriamento constitucional.....	21
FIGURA (14) Ilustração das variações que ocorrem nos espaçamentos interdendríticos de uma liga Fe-C-Cr.....	23

FIGURA (15) Ilustração esquemática do método de determinação do índice de microsegregação: (a) disposição das dendritas; (b) perfil da concentração de soluto.....	24
FIGURA (16) Aumento do espaçamento interdendrítico em função do tempo de solidificação em dois tipos de aços: o e o.....	25
FIGURA (17) Perfil da análise por microsonda do elemento manganês.....	25
FIGURA (18) Perfil da análise por microsonda do elemento molibdênio.....	26
FIGURA (19) Estrutura dendrítica transformada progressivamente em fibras.....	29
FIGURA (20a) representação da curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo = 0,009%.....	34
FIGURA (20b) representação curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo = 0,029%.....	34
FIGURA (20c) representação da curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo=0,122%.....	35
FIGURA (20d) representação curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo = 0,339%.....	35

FIGURA (21) Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de ferrita + perlita em aço ao carbono Aumento de 200x reativo nital 3%.....	37
FIGURA (22) Ilustração do início de duas curvas TTT para duas regiões do mesmo aço: curva 1: não segregada; curva 2: com segregação de fósforo.....	38
FIGURA (23) Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de uma aço SAE 8620 aumento 500x Nital 3%.....	42
FIGURA (24) Esquema ilustrativo da influência de elementos de liga do aço, na produção da estrutura de bandas secundárias.....	45
FIGURA 25(a) e 25(b) ilustram curvas genéricas TTT para duas regiões distintas do mesmo aço ligado para teores crescentes de segregação.....	46
FIGURA 26(a) 81% de redução.....	47
FIGURA 26(b) 94% de redução	47
FIGURA 26(c) 97% de redução.....	47
FIGURA (27) Ilustra o mecanismo da formação de bandas, influência do manganês.....	49
FIGURA (28) Diagrama esquemático do crescimento de uma dendrita.....	51

FIGURA (29) Esquema do processo VOD	52
FIGURA (30) Esquema do processo ESR	53
FIGURA (31) Esquema do processo VAR.....	53
FIGURA (32) Variações do índice de segregação para o silício, manganês, níquel, cromo e molibdênio para o aço 20 NCD 16M, após homogeneização.....	54
FIGURA (33) Variações do alongamento da redução de área, e resistência a tração com a temperatura de revenimento para aço ao manganês homogeneizado e não homogeneizado.....	55
FIGURA (34) Ciclo térmico.....	60
FIGURA (35) Difratoograma.....	61
FIGURA (36) Fotomicrografia da amostra LB212. Estrutura bandeadada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00274$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.....	67
FIGURA (37) Fotomicrografia da amostra LB205. Estrutura bandeadada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00287$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.....	68

- FIGURA (38) Fotomicrografia da amostra LB204.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00299$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 68
- FIGURA (39) Fotomicrografia da amostra LB209.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00315$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 68
- FIGURA (40) Fotomicrografia da amostra LB202-R.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00324$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 69
- FIGURA (41) Fotomicrografia da amostra LB211-R.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00336$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 69
- FIGURA (42) Fotomicrografia da amostra LB208.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00348$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 70
- FIGURA (43) Fotomicrografia da amostra LB213.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00366$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 70

- FIGURA (44) Fotomicrografia da amostra LB314.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00372$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 71
- FIGURA (45) Fotomicrografia da amostra LB315.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00399$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 71
- FIGURA (46) Fotomicrografia da amostra LB221.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00411$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 72
- FIGURA (47) Fotomicrografia da amostra LB311.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00457$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 72
- FIGURA (48) Fotomicrografia da amostra LB323-R.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00475$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 73
- FIGURA (49) Fotomicrografia da amostra LB320.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00559$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 73

- FIGURA (50) Fotomicrografia da amostra LB321-R.
Estrutura bandeada de ferrita e perlita.
Espaçamento médio das bandas de ferrita
livre $l=0,00581$ cm. Aumento 100x.
Reativo nital 3%..... 74
- FIGURA (51) Fotomicrografia da amostra LB212
tratada termicamente por homogeneização
a 1050°C . Estrutura superaquecida: grãos
de perlita envolvidos por rede de ferrita
acicular. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 76
- FIGURA (52) Fotomicrografia da amostra LB204
tratada termicamente por homogeneização
a 1062°C . Estrutura superaquecida: grãos
de perlita envolvidos por rede de ferrita
acicular. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 76
- FIGURA (53) Fotomicrografia da amostra LB208
tratada termicamente por homogeneização a
 1088°C . Estrutura superaquecida: grãos
de perlita envolvidos por rede de ferrita
acicular. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 77
- FIGURA (54) Fotomicrografia da amostra LB314
tratada termicamente por homogeneização
a 1102°C . Estrutura superaquecida: grãos
de perlita envolvidos por rede de ferrita
acicular. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 77
- FIGURA (55) Fotomicrografia da amostra LB221
tratada termicamente por homogeneização
a 1120°C . Estrutura superaquecida: grãos
de perlita envolvidos por rede de ferrita
acicular. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 78

- FIGURA (56) Fotomicrografia da amostra LB321-R
tratada termicamente por homogeneização
a 1184°C. Estrutura superaquecida: grãos
de perlita envolvidos por rede de ferrita
acicular. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 78
- FIGURA (57) Fotomicrografia da amostra LB212
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de ferrita e perlita
fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 79
- FIGURA (58) Fotomicrografia da amostra LB212
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 500x. Reativo nital 3%..... 80
- FIGURA (59) Fotomicrografia da amostra LB204
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 80
- FIGURA (60) Fotomicrografia da amostra LB204
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 500x. Reativo nital 3%..... 81
- FIGURA (61) Fotomicrografia da amostra LB208
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 81
- FIGURA (62) Fotomicrografia da amostra LB208
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 500x. Reativo nital 3%..... 82

- FIGURA (63) Fotomicrografia da amostra LB214
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 82
- FIGURA (64) Fotomicrografia da amostra LB221
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 83
- FIGURA (65) Fotomicrografia da amostra LB321-R
tratada termicamente por normalização
a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita
fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%..... 83
- FIGURA (66) Aço 8620 segregado, normalizado
com resfriamento em ar forçado. Aumento
500x. Estrutura de ferrita acicular,
perlita e martensita. Reativo nital 3%
(regiões alinhadas escuras)..... 86

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Taxa de segregação dendrítica em aços ligados.....	26
Tabela 2 - Taxas de segregação em lingotes de aços com 0,30%C para o manganês, níquel, cromo e molibdênio	27
Tabela 3 - Resultados dos ensaios do aço SAE 8620 como recebido	65
Tabela 4 - Indicação dos espaçamentos médios das bandas de ferrita livre e a correspondente temperatura de homogeneização calculadoas pela equação 4	75
Tabela 5 - Resultados do ensaio de tração nos corpos de prova normalizados	84
Tabela 6 - Valores padrões para o ensaio de tração do aço SAE 8620 normalizado. American Society for Metals (1981).....	88
Tabela 7 - Valores obtidos no ensaio de tração do aço SAE 8620 utilizado neste estudo após tratamento de homogeneização	88

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

SAE:	Society of Automotive Engineers
ABNT:	Associação Brasileira de Normas Técnicas
VOD:	Vacuum Oxygen Decarburization
VAD:	Vacuum Arc Degassing
VAR:	Vacuum Arc Remelting
ESR:	Eletro Slag Remelting
Cal:	Calorias
Ln :	Logarítmo neperiano
LR :	Limite de Resistência
LE :	Limite de Escoamento
MPa:	Mega Pascal

LISTA DE SÍMBOLOS

α :	fase alfa
γ :	fase gama
δ :	diferencial
θ :	ângulo
L:	fase líquida
S:	fase sólida
μ :	micron
Kgf:	quilograma-força
Cm:	centímetro
mm:	milímetro
mm ² :	milímetro quadrado
Rb:	medida de dureza Rockwell b
v:	velocidade
min:	minuto
°C:	grau centígrado
°K:	grau kelvin
C:	carbono
Cr:	cromo
Mo:	molibdênio
Mn:	manganês
Ni:	níquel
P:	fósforo
Nb:	nióbio
W:	tungstênio
V:	vanádio
Al:	alumínio
Ti:	titânio
Cu:	cobre
S:	enxofre
Fe:	ferro
Sn:	estanho
Si:	silício
Co:	cobalto

RESUMO

SILVA, D.C. *Influência do tratamento de homogeneização sobre o bandeamento microestrutural em aços de construção mecânica.* São Carlos, 1995. 92p. Dissertação (Mestrado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Os aços de construção mecânica, estão sujeitos a bandeamento microestrutural. Microestruturas bandeadas em aços ao carbono e aços de baixa liga são consequência da microsegregação de elementos de liga que ocorreu durante a solidificação do lingote original. O tratamento mecânico a quente subsequente, alinha a dendrita primária e após resfriamento, os produtos de transformação, guardarão o mesmo alinhamento. Esta microestrutura é prejudicial quando presente em barras laminadas a quente. Para o aço estudado, SAE 8620 laminado, apresentando uma microestrutura bandeada, foi desenvolvido um ciclo de tratamento de homogeneização com a finalidade de remover esta estrutura e após, as amostras homogeneizadas foram normalizadas para eliminar o superaquecimento consequente. É possível, eliminar o bandeamento em aços ao carbono e aços de baixa liga mediante ciclos usuais de tratamento térmico.

Palavras-Chave: Aços de construção mecânica
- bandeamento; tratamento térmico - homogeneização.

ABSTRACT

The mechanical constructional steels, are subject microstructural banding. Banding microstructure in wrought carbon and low alloy steels is consequence of the microsegregation of alloying elements which occurred during the solidification of the original ingot. Subsequent hot work process aligns the former dendrite and after cooling, the transformed products will keep the same typical alignment. This microstructure is deleterious when present in the hot rolled bars. The steel type studied was, SAE 8620, hot rolled and showing a banded structure. A homogenization treatment cycle was developed, to remove this banding. Normalizing heat treatment carried out to eliminate the resultant overheating in the homogenized samples. It's possible to eliminate the banding in low alloy steel and carbon steel finished by means of usually heat treatment.

Keywords: Mechanical constructional steel - banding; Homogenization - heat treatment.

1. INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

As propriedades dos materiais metálicos e a sua usinabilidade estão diretamente ligadas às suas estruturas.

O bandeamento é um tipo de estrutura que freqüentemente ocorre nos aços em geral e que causa anisotropia nas suas propriedades mecânicas e afeta a sua usinabilidade.

Este trabalho abordou: aspectos da solidificação, da formação dendrítica, suas ramificações e o líquido segregado como ponto de origem do bandeamento.

→ O bandeamento nascente na fundição do lingote, é evidenciado pelos processos de pré-aquecimento e laminação ou forjamento posteriores, quer provocando a difusão de elementos de liga (no pré-aquecimento) quer alongando os espaços interdendríticos durante a deformação.

Foi analisada a influência dos elementos de liga (fósforo, enxofre, manganês, níquel) e os formadores de carbonetos sobre o posicionamento das curvas TTT e sobre a partição preferencial do carbono durante o resfriamento através da zona crítica.

Os produtos obtidos da transformação austenítica, foram caracterizados através de microfotografias, mostrando uma disposição em forma de

bandas alternadas, indesejáveis quando existentes em aços de construção mecânica.

Além das tecnologias disponíveis de fundição e lingotamento, foram sugeridos alguns cuidados nestas duas fases do processo, no sentido de evitar o bandeamento.

Na ocorrência deste tipo de estrutura, detectada na barra final, obtida por laminação, foi indicado um tratamento de homogeneização, seguido de normalização, com a finalidade de eliminar esta estrutura bandeada.

Como material experimental foi utilizado um aço SAE 8620, laminado com evidência de bandeamento. Posteriormente foram determinadas as medidas dos espaçamentos médios das faixas de ferrita livre, assim como as propriedades mecânicas do material "como" recebido.

A eliminação do bandeamento, obtida, por tratamento de homogeneização a alta temperatura, provocou a formação de uma estrutura superaquecida. Este superaquecimento foi a seguir eliminado com tratamento de normalização.

Após a homogeneização e normalização, os aspectos metalográficos foram observados e as propriedades mecânicas novamente verificadas, constatando-se isenção de bandeamento e uniformização das propriedades mecânicas, tornando o material apto para o uso industrial.

1.2 OBJETIVOS

Considerando que o bandeamento é uma estrutura indesejável nos aços de construção mecânica e baseando-se em teorias existentes, este trabalho, teve

como objetivo, desenvolver um ciclo de tratamento que atenuasse ou mesmo eliminasse este bandeamento mas que fosse viável realizá-lo como operação industrial na fase final do processo, isto é, em produtos siderúrgicos na forma de barras laminadas a quente.

A exigência maior neste processo é a utilização de fornos com possibilidade de atingir temperaturas elevadas e possuidores de atmosferas protetoras.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - BANDEAMENTO - DEFINIÇÕES

Bandeamento ou estrutura bandeada é uma forma de estrutura observada em exames microscópicos de certos aços. Esta estrutura se apresenta por uma disposição alternada de constituintes micrográficos diferentes e dispostos em bandas paralelas no sentido da deformação do metal. BASTIEN (1957); KOHN (1970) e MARTIN & DOHERTY (1976) FIGURA (1). A natureza dos constituintes varia segundo o tipo de aço considerado e das condições de resfriamento através da zona crítica após deformação. JAZTCAK (1956); KOHN (1970); MARTIN & DOHERTY (1976) e POKORNY (1967).

A FIGURA (1) indica uma fotomicrografia obtida de uma estrutura bandeada de um aço ao carbono. As faixas claras indicam estrutura ferrítica e as faixas escuras, estrutura perlítica.

FIGURA (1) Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de um aço ao carbono com um aumento 200x nital 3%

Nos aços ao carbono (hipoeutetóides) dependendo do teor de carbono e da velocidade de resfriamento, podemos encontrar bandas paralelas de ferrita e perlita (utilizando velocidades lentas de resfriamento).

Nos aços ligados e também dependendo da velocidade de resfriamento e dos elementos de liga, podemos ter bandas de: ferrita e perlita; ferrita, perlita e bainita; ferrita, perlita e martensita; bainita e martensita, isto é, estruturas de recozimento, de têmpera, e estruturas intermediárias existindo no mesmo campo metalográfico, como mostra a FIGURA (2). GRANGE (1971); JAZTCAK (1956); KOHN (1970) e POKORNY (1967).

FIGURA (2) Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de ferrita acicular, perlita e martensita (regiões mais escuras). Aço SAE 8620, segregado. Resfriamento com ventilação forçada. Aumento 500x. Reativo nital 3%.

Estes fenômenos estão ligados à heterogeneidade química do metal, mais precisamente à segregação dendrítica. BASTIEN (1957); CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); GRANGE (1971); MARTIN & DOHERTY (1976); SMITH & THOMAS (1963) e YIMING et al. (1993).

Esta heterogeneidade química é responsável ainda pela ocorrência de bandas extremamente duras, que causarão desgastes e quebras nas ferramentas de corte ou mesmo dificuldades nas operações de forjamento a frio. BASTIEN (1963); GRANGE (1971); OPITZ et al. (1956); POKORNY (1967) e SMITH & THOMAS (1963).

As estruturas bandeadas decorrentes desta heterogeneidade química, têm efeito negativo direto sobre

a usinabilidade dos aços, em especial sobre a usinagem a fracas velocidades de corte como fresagem, por exemplo, em que a ferramenta corta na direção paralela às bandas e de acordo com o espaçamento destas bandas, tem-se uma superfície usinada ruim e inaceitável. BASTIEN (1963)

Outra influência negativa é sobre a susceptibilidade à fratura frágil e sobre a velocidade de propagação de fissura por fadiga. MARTIN & DOHERTY (1976); POKORNY (1967). Esta velocidade é máxima quando as fissuras se propagam no sentido de laminação e mais fraca nas vizinhanças de uma direção próxima a 45 graus da direção de laminação. FIGURA (3) e (4). LANIESSE et al. (1979).

A estrutura em bandas, provoca ainda anisotropia nas propriedades mecânicas, de forma significativa nos corpos de prova transversais sujeitos a impacto: o bandeamento reduz a energia de fratura frágil. GRANGE (1971); JAZTCAK (1956) e SMITH & THOMAS (1963).

A FIGURA (3) representa uma fotomicrografia de uma estrutura com indicação de direção de propagação de fratura frágil na direção paralela à laminação ou no sentido do bandeamento. $\theta = 0^\circ$. Velocidade máxima de propagação de fissura LANIESSE et al. (1979).

FIGURA (3) Direção de propagação de fissura com $\theta = 0^\circ$
LANIESSE et al. (1979)

A FIGURA (4) representa uma fotomicrografia de uma estrutura, com indicação de direção de propagação de fratura fragil, a 45° em relação a direção de laminação ou do bandeamento. Velocidade mínima de propagação de fratura. LANIESSE et al. (1979).

FIGURA (4) Direção de propagação de fissura com $\theta = 45^\circ$

LANIESSE et al. (1979)

2.2 - SOLIDIFICAÇÃO DOS METAIS

A solidificação dos metais ocorre por um processo de nucleação e crescimento da fase sólida em meio a fase líquida super-resfriada, ou seja, um meio líquido cuja temperatura foi reduzida até uma temperatura inferior ao seu ponto de solidificação. KOHN (1963)

Esta nucleação pode ser homogênea ou heterogênea. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); KOHN (1963) e PEDRAZA & COUTINHO (1978).

O processo de nucleação homogênea é aplicável a metais puros e o processo de nucleação heterogênea é aplicável a ligas.

No processo de nucleação homogênea, o núcleo de cristalização se forma espontaneamente no líquido devido a um super-resfriamento.

A FIGURA (5) ilustra a nucleação e o crescimento de núcleos.

FIGURA (5) Esquema de nucleação e crescimento de núcleos no interior de uma massa líquida de metal

Segundo OHNO(1988); PEDRAZA & COUTINHO (1978) a temperatura de solidificação é definida com a temperatura em que a energia livre da fase sólida é igual a energia livre da fase líquida.

$$G_l = G_s \quad \text{eq. (1)}$$

ou seja

$$G_l = \text{energia livre de Gibbs do líquido}$$

$$G_s = \text{energia livre de Gibbs do sólido}$$

$$G = E + pV - TS \quad \text{eq. (2)}$$

$$S = \text{entropia - função termodinâmica}$$

A solidificação é acompanhada de mudança de volume e a entropia é função termodinâmica da ordem atômica, que caracteriza um sólido cristalino.

T = temperatura absoluta

E = energia interna

P = pressão

V = volume do sistema

como $H = E + PV$ eq.(3) OHNO (1988)

H = entalpia - (função termodinâmica de estado) é a soma da energia interna com o produto da pressão pelo volume do sistema. Substituindo, na eq.(2):

$$G = H - TS$$

$$\text{Se } G_l = G_s$$

$$H_l - T_e S_l = H_s - T_e S_s$$

T_e = Temperatura de solidificação

S_l = entropia

$$H_l - H_s = T_e (S_l - S_s)$$

$$H_l - H_s = T_e \Delta S$$

$$H_l - H_s = L$$

onde

L = calor latente de solidificação. OHNO (1988)

$$L = T_e \Delta S$$

L

$$\Delta S = \frac{L}{T_e}$$

T_e

O fenômeno da solidificação é acompanhado por uma liberação de calor. PEDRAZA & COUTINHO (1978).

O calor latente de solidificação representa a diminuição da energia interna e é liberado durante a transformação do estado líquido para o estado sólido. OHNO (1988).

Núcleos estáveis somente se formarão se houver super-resfriamento, e isto implica na liberação pelo líquido, de calor latente de solidificação, o que elevará novamente a temperatura ao ponto de solidificação. KOHN (1963). FIGURA (6)

FIGURA (6) Curva de resfriamento de um metal puro com indicação de super-resfriamento. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

Este é o processo de nucleação homogênea no qual o núcleo se forma espontaneamente no líquido devido a um super-resfriamento. OHNO (1988)

O super-resfriamento pode ser reduzido pela presença de impurezas sólidas ou pelas paredes do molde, que aí provocarão o surgimento de núcleos de cristalização. OHNO (1988).

Este é o processo de nucleação heterogênea que é característica dos metais impuros (ligas) solidificados em moldes nas operações de fundição.

Estes núcleos crescem pela fixação de átomos vizinhos próximos à superfície formada, resultando na

formação da estrutura cristalina do metal, composta desta feita de grãos primários chamados dendritas. KOHN (1963) FIGURA (7).

Estas dendritas crescem e interrompem o seu crescimento no encontro com outro grupo crescente vizinho ou pelo esgotamento do líquido.

Algumas técnicas são usuais como adições de inoculantes que favorecerão a formação destes núcleos, obtendo-se assim, ao final da solidificação uma granulação média mais fina. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); KOHN (1963); OHNO (1988).

FIGURA (7) Indicação de dendritas de aços em lingotes. OHNO (1988)

No decorrer desta solidificação haverá continuamente uma rejeição por parte do líquido, de átomos que formam o total da massa líquida. Portanto a composição da fase sólida C_s , difere da composição da fase líquida C_l sendo $K=C_s/C_l$; K = coeficiente de partição ou distribuição do soluto no sólido e no líquido. OHNO (1988); CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); LEGER & DETREZ (1965); PEDRAZA & COUTINHO (1978); C_s = concentração do soluto no sólido e C_l = concentração do soluto no líquido.

2.3. - SOLIDIFICAÇÃO DE LINGOTES

A solidificação de lingotes é um dos processos de aplicação prática mais importante no estudo da solidificação.

A maioria dos produtos metálicos obtidos por laminação ou forjamento passa por aquela fase, que é fundamental na definição das propriedades do material final obtido.

As figuras (8a) e (8b) ilustram um corte de uma lingoteira, no interior da qual ocorreu a solidificação de um lingote. Mostram as zonas de cristalizações típicas.

Junto às paredes da lingoteira onde ocorreu super-resfriamento, a nucleação é muito intensa, formou-se uma zona de granulação fina (zona equiaxial coquilhada). A seguir, uma zona de grãos colunares, e finalmente, na região central, uma zona de grãos equiaxiais centrais mais grossos.

FIGURA (8a). Estrutura esquemática de lingote típica com zona equiaxial coquilhada.

OHNO (1988).

FIGURA (8b). Estrutura esquemática de lingote apresentando zona equiaxial coquilhada, zona colunar e zona equiaxial central. OHNO (1988)

As figuras (9a) e (9b) indicam a microestrutura de lingotes de aço inoxidável sem inoculante e com inoculante.

FIGURA (9a) Micrografia de um lingote de aço inoxidável (5" x 5") sem inoculante. PEDRAZA & COUTINHO (1978)

FIGURA (9b) Micrografia de um lingote de aço inoxidável (5" x 5") com inoculante
PEDRAZA & COUTINHO (1978)

2.4 - SEGREGAÇÃO

A diferença entre a concentração do soluto no líquido C_l e a concentração do soluto no sólido C_s por ocasião da solidificação, resulta essencialmente na segregação do soluto na liga final. WINEGARD (1964)

A segregação pode ser denominada de microsegregação ou macrosegregação. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e PEDRAZA & COUTINHO (1978)

Microsegregações são diferenças de composição de curto alcance, tais como as diferenças que se encontram nas células, nas dendritas e nos contornos de grãos. Macrosegregações correspondem às variações globais de composição entre o centro e regiões periféricas de um metal solidificado em um molde. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e WINEGARD (1964).

O crescimento celular no meio líquido conduz à formação das estruturas dendríticas. Este crescimento celular dendrítico é consequência de um super-resfriamento local, isto é um resfriamento abaixo da linha líquidus: quanto maior o grau de super-resfriamento maior será o decréscimo de energia livre e portanto maior será a força motriz para transformação do líquido em sólido. OHNO (1988)

O crescimento das dendritas é realizado em direções principais, primárias e secundárias. Este crescimento é direcionado pelo fluxo de calor. Nem todas as interfaces de solidificação crescem ao mesmo tempo e algumas podem ser até interrompidas.

As dendritas crescem devido a concentração do soluto na interface sólido/líquido. Esta concentração depende do coeficiente K_0 de distribuição ou participação do soluto em uma determinada liga. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

$K_0 = C_s/C_l$ sendo K_0 o coeficiente de partição do soluto no sólido e no líquido; C_s a concentração do soluto no sólido formado; C_l a concentração do soluto no líquido.

Este crescimento dendrítico é em cada momento dependente da concentração C_s e C_l do soluto no sólido e no líquido respectivamente, de um lado e do outro da superfície que os separa. KOHN (1970)

Para uma liga de composição (A,B) se solidificando com $K_0 < 1$, a solidificação se realiza segundo o modelo indicado na FIGURA (10). CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e OHNO (1988).

FIGURA (10) - Porção de um diagrama de fase em que $K_0 < 1$.

CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

Seja a liga de composição C_0 . O primeiro cristal formado terá a composição $C_0 K_0$. Com o

resfriamento haverá um rejeito de B na interface sólido/líquido.

O sólido formado tem menor quantidade de soluto do que o existente no líquido. O excesso é rejeitado na interface.

O próximo elemento sólido formado terá a composição $(C_0 + \delta C_0)K_0$, sendo que δC_0 representa o enriquecimento local e assim por diante até o final da solidificação.

A temperatura liquidus diminui à medida que a concentração do soluto no líquido aumenta e a temperatura liquidus da liga se modifica e se reduz como mostra a FIGURA (11). CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e OHNO (1988).

FIGURA (11) - (a) concentração de soluto no líquido à frente da interface sólido/líquido e (b) distribuição da temperatura da solidificação em equilíbrio. OHNO (1978)

Quando ocorrer este rejeito de B, aumentando sua concentração na interface sólido/líquido, o super-resfriamento no líquido, na interface é reduzido.

Reduzido o super-resfriamento devido ao aumento da temperatura local, o crescimento da interface sólida local é interrompido. Nas áreas vizinhas onde a concentração do soluto é menor, não ocorrerá diminuição do super-resfriamento e a interface sólida avança na direção do líquido.

O super-resfriamento determina a taxa de crescimento do ramos dendríticos. OHNO (1988).

A mesma análise pode ser feita para $K_0 > 1$. O metal neste caso se solidificará como ilustra a FIGURA (12a). CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e OHNO (1988).

FIGURA 12a Ilustração da solidificação de uma liga (A,B) para $K_0 > 1$. OHNO (1978)

O primeiro cristal formado terá a composição $C_0 K_0$. A medida que a solidificação prossegue, a composição do soluto no sólido formado será sempre maior

do que no líquido inicial. As posições locais da interface, que tem maior super-resfriamento (menores concentrações locais de soluto) avançam na direção do líquido.

FIGURA (12b) Ilustração da redução do super-resfriamento no líquido à frente da interface e a distribuição da temperatura de solidificação em equilíbrio resultante. OHNO (1988)

A temperatura de solidificação em equilíbrio se reduz, quando a composição química se modifica na interface sólido/líquido, na medida em que a solidificação prossegue. FIGURA (12b) OHNO (1988)

Para a evolução da solidificação é necessário que o líquido super-resfriado esteja a uma temperatura real (T_L) menor do que a sua temperatura de transformação (T_f), sendo $\Delta T = T_f - T_L$.

O super resfriamento ΔT pode ser de natureza térmica ou constitucional e é conseqüente da diferença entre o perfil da temperatura de transformação (líquidus)

e do perfil da temperatura real do líquido remanescente da solidificação.

Este perfil depende do superaquecimento e de sua distribuição na interface sólido/líquido, em função da retirada de calor metal/molde.

Esta distribuição de calor, é o gradiente de temperatura (G) no líquido, na interface sólido/líquido. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

Com a diminuição do gradiente térmico, a temperatura real diminuirá e ficará abaixo da linha líquidus, criando uma região super-resfriada, provocando o avanço da solidificação neste ponto à frente da interface. As distribuições de temperatura são as mesmas para $K_o < 1$ e $K_o > 1$. Esse fenômeno é o super-resfriamento constitucional.

A FIGURA (13) indica a ocorrência de super-resfriamento constitucional, à frente da interface, mostrando dois gradientes de temperatura G_1 e G_2 . A condição limite ocorre para G_1 , tangenciando a curva líquidus na interface. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

FIGURA (13) Indicação de super-resfriamento constitucional. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

As dendritas se formam e crescem devido a segregação do soluto na interface sólido/líquido. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); OHNO (1988) e PEDRAZA & COUTINHO (1978). Este crescimento é concluído quando os seus ramos encontrarem os adjacentes e o líquido aprisionado nestes espaços interdendríticos, ricos em solutos rejeitados e com menor ponto de fusão, se solidificar. KOHN (1970).

A importância da obtenção de espaçamentos interdendríticos mais reduzidos, está na possibilidade de se obter menores volumes de segregações interdendríticas. Para atenuar estas segregações no metal já solidificado é sugerido tratamento de homogeneização e o tempo de homogeneização decresce em proporção direta à redução do espaçamento interdendrítico. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); OHNO (1988); PEDRAZA & COUTINHO (1978).

Estudos efetuados por microssondas eletrônicas, mostram que a variação da concentração durante o crescimento dos cristais, está de acordo com o que pode ser previsto pelos diagramas de equilíbrio. KOHN (1963) e KOHN (1970).

A solidificação é essencialmente um processo fora de equilíbrio. A difusão na fase líquida não permite uma imediata homogeneização desta fase e a difusão na fase sólida é fraca. KOHN (1970); OHNO (1988).

A heterogeneidade dendrítica pode ser medida pela taxa de segregação C_M/C_m que representa a relação entre a concentração C_M observada nos espaços interdendríticos (os mais ricos em elementos de liga) e a concentração C_m no interior das dendritas. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); KOHN (1970); PEDRAZA & COUTINHO (1978) e SMITH & THOMAS (1963).

Em medições efetuadas por microssondas constatou-se que a concentração no interior dos eixos das dendritas é uniforme e a concentração no interior dos espaçamentos interdendríticos é variável e pode atingir

valores superiores a composição média dos elementos na liga. Figura (14). KOHN (1970).

A FIGURA (14), indica as variações que ocorrem nos eixos e nos espaçamentos interdendríticos de uma liga Fe-C-Cr. Os picos das curvas representam as concentrações máximas dos elementos (C_M) no espaço interdendrítico e a linha horizontal valores sensivelmente constantes nos eixos das dendritas (C_m).

FIGURA (14) Ilustração das variações que ocorrem nos espaçamentos interdendríticos de uma liga Fe-C-Cr. KOHN (1970)

Na FIGURA (15), é feita uma ilustração esquemática do método de determinação do índice de microsegregação: (a) disposição das dendritas; (b) perfil de concentração de soluto. PEDRAZA & COUTINHO (1978).

FIGURA (15) Ilustração esquemática do método de determinação do índice de microsegregação: (a) disposição das dendritas; (b) perfil da concentração de soluto. PEDRAZA & COUTINHO (1978)

Estas dendritas terão espessuras definidas pelos espaçamentos interdendríticos, e estes espaçamentos são dependentes da taxa de resfriamento, do coeficiente K_0 e do superaquecimento. Este superaquecimento, nos processos industriais de fundição de lingotes corresponde ao aumento da temperatura de lingotamento. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e OHNO (1988).

Se $K_0 < 1$ (e para valores reduzidos) ou $K_0 > 1$ (e para valores altos) a tendência é obter espaçamentos interdendríticos reduzidos, o que também pode ser obtido aumentando a taxa de resfriamento.; CAMPOS FILHO & DAVIES (1978); HAOUR & KORNMAN (1980) e OPITZ et al. (1956).

O espaçamento dendrítico representa a segregação do metal.

A FIGURA (16) ilustra o aumento do espaçamento dendrítico com o tempo de solidificação. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978).

FIGURA (16). Aumento do espaçamento interdendrítico em função do tempo de solidificação em dois tipos de aços: ● e ○. CAMPOS FILHO & DAVIES (19778)

As figuras (17) e (18) indicam curvas com resultados de análises obtidas por microssondas, para um aço com 0,36% C, 1,3%Mn, 0,5% Mo. KOHN (1970).

FIGURA (17) Perfil da análise por microssonda do elemento manganês. KOHN (1970)

FIGURA (18) Perfil da análise por microsonda do elemento Mo. KOHN (1970)

A tabela (1) indica a taxa de segregação dendrítica medida por microsonda em lingotes de aços ligados; com teores médios de carbono (C), fósforo (P), molibdênio (Mo), cromo (Cr), manganês (Mn) e níquel (Ni). KOHN (1970)

Tabela 1 - Taxa de segregação dendrítica em aços ligados

%C	teor médio	C_M	C_m	C_M / C_m
0,45	0,032 P	0,35 P	0,03 P	12,00 P
0,46	0,50 Mo	3,10 Mo	0,45 Mo	7,00 Mo
0,47	0,50 Cr	1,65 Cr	0,43 Cr	4,00 Cr
0,62	0,51 Mn	0,75 Mn	0,47 Mn	1,60 Mn
0,46	1,48 Ni	1,40 Ni	1,35 Ni	1,10 Ni

Constata-se nesta análise que a taxa de segregação do fósforo é aproximadamente 12, embora com menor teor médio, seguindo-se molibdênio, cromo, manganês, níquel em ordem decrescente. LEGER & DETREZ (1965) e SMITH & THOMAS (1963)

As taxas de segregação variam muito em lingotes grandes, segundo a posição analisada do lingote e em função do tipo de cristalização: a segregação é mais fraca na região periférica de estrutura equiaxial coquilhada do que na região equiaxial central devido a maior nucleação da primeira. LEGER & DETREZ (1965) e OHNO (1988)

A tabela (2) indica a taxa de segregação da zona equiaxial coquilhada (1) e zona equiaxial central (2) de lingotes de aço com 0,30% C; 0,50% Mn; 1,49% Ni; 0,97% Cr e 0,31% Mo. KOHN (1970)

Tabela 2 - Taxas de segregação em lingotes de aços com 0,30%C para o manganês; níquel; cromo e molibdênio.

região	Mn	Ni	Cr	Mo
(1)	1,27	1,06	1,31	2,0
(2)	1,44	1,30	1,59	2,3

Para um lingote com 0,24% C, 0,015% P; 2,5% Ni; 0,65% Cr; 0,27% Mo, obteve-se as seguintes taxas de segregação: níquel 1,3; cromo 1,87; molibdênio 7,3 e fósforo variando de 8 a 10. KOHN (1970).

Todos os elementos participaram com maior ou menor intensidade da segregação dendrítica, observando-se

particularmente o fósforo, que mesmo com baixo teor (0,015%) apresentou uma alta taxa de segregação.

O carbono também segrega durante a solidificação, mas devido a sua baixa energia de ativação - 34.000 cal/mol, este difunde mais facilmente no ferro sólido, fase γ do que os outros elementos: níquel - 67.000 cal/mol ; manganês - 62.500 cal/mol ; cromo - 82.000 cal/mol e fósforo - 43.700 cal/mol. CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS (1984).

Como consequência, ocorrerá uma heterogeneidade fracamente reduzida no final da solidificação. DARKEN (1948). Esta heterogeneidade, devido aos elementos segregados, diminui a ductilidade e a coesão do metal trabalhado. LEGER & DETREZ (1965).

Tais informações podem ser sintetizadas:

1) Metais e não metais (carbono, fósforo, enxofre) produzem segregações.

2) A difusão de um pode ser afetada pela presença do outro elemento.

3) Os elementos de liga níquel, cromo, molibdênio, silício, manganês e cobre, são menos susceptíveis à segregação do que os elementos fósforo, arsênio e estanho. BASTIEN (1957); KIRKALDY (1962); KOHN (1970) e YIMING et al. (1993).

4) O carbono, pelo alto coeficiente de difusão, e baixa energia de ativação, torna fácil sua homogeneização na fase sólida, desde que não se fixe nos espaços interdendríticos na forma de carbonetos por elementos como cromo, tungstênio, vanádio, molibdênio. Neste caso apresentará uma certa dificuldade para ser redissolvido.

5) O aquecimento dos lingotes a altas temperaturas para forjamento ou laminação tem influência sobre a difusão do carbono e do fósforo e muito pouca sobre os demais elementos.

2.5 DEFORMAÇÃO DOS METAIS

A deformação plástica provoca alterações na estrutura dos metais ou ligas e estas alterações provocam efeitos diversos dependendo se a deformação ocorre a alta ou baixa temperatura. BASTIEN (1957)

Por ocasião dos processos de forjamento ou laminação do lingote, a estrutura dendrítica inicial é deformada e alinhada na direção do maior alongamento do metal.

Este alongamento provoca a formação de fibras do metal, ricas em elementos segregados, correspondentes aos espaços interdendríticos, separados desta feita por fibras do metal mais puro, correspondentes aos eixos das dendritas. KOHN (1970)

FIGURA (19). Estrutura dendrítica transformada progressivamente em fibras.

BASTIEN (1957)

A estrutura dendrítica inicial se transforma progressivamente em fibras sob a influência de taxas de deformações crescentes.

O aquecimento do lingote antes da laminação não tem uma forte influência sobre a heterogeneidade dendrítica devido ao processo lento da difusão. BASTIEN (1957) e WARD (1965).

Uma redução maior desta heterogeneidade ocorre durante o reaquecimento posterior para a laminação da palanquilha, ou do bloco, isto é, no segundo aquecimento, porque a primeira laminação reduz os espaçamentos médios das fibras que são ricas e pobres em elementos segregados. O tempo para difundir os elementos segregados é menor. HAOUR & KORNMAN (1980) e KOHN (1970)

As taxas de segregação nos produtos laminados ou forjados são inferiores às taxas de segregação do mesmo metal no estado bruto de fusão. Esta deformação mecânica reduz, porém não elimina totalmente a heterogeneidade química. HAOUR & KORNMAN (1980) SMITH & THOMAS (1963).

2.6 - ESTRUTURAS EM BANDAS

A segregação dendrítica observada nos lingotes de aço provoca após deformação a quente, a formação de fibras alternadamente segregadas em elementos solúveis (fósforo, manganês, silício, níquel, cromo, molibdênio e carbono) ou insolúveis (sulfetos, óxidos, silicatos). Estas fibras são denominadas estruturas em bandas. KOHN (1970); PEDRAZA & COUTINHO (1978) e POKORNY (1967)

O carbono segregado durante a solidificação nos espaços interdendríticos homogeneiza rapidamente na austenita, contrariamente aos outros elementos, que muito lentamente nela se difundem. BASTIEN (1957); KIRKALDY (1962); KOHN (1970) e POKORNY (1967) .

Nesta estrutura fibrosa que tem o sentido da deformação maior, ocorrerá, com o resfriamento através da zona de transformação, uma separação alternada de constituintes micrográficos dispostos em bandas paralelas à direção da deformação do metal, com a mesma frequência e disposição que a banda primária segregada. BASTIEN (1957) e POKORNY (1967).

A natureza destes constituintes (ferrita, perlita, bainita e martensita) depende da temperatura e tempo de austenitização; composição química do metal; quantidade de impurezas; velocidade de resfriamento no instante da transformação na área considerada; taxas de difusão dos elementos envolvidos; tamanho de grão austenítico; taxa de nucleação e crescimento dos produtos da decomposição da austenita. HAOUR & KORNMAN (1980); JAZTCAK (1956) e KIRKALDY (1962) .

Em termos práticos, a estrutura em bandas é encontrada especialmente em aços ao carbono hipoeutetoides e aços ligados. KOHN (1970) e SMITH & THOMAS (1963).

2.7 ESTRUTURAS EM BANDAS - AÇOS AO CARBONO

INFLUÊNCIA DO FÓSFORO

Os elementos como fósforo, enxofre, arsênio, carbono, são os principais elementos sensíveis à segregação dendrítica nos aços ao carbono. BASTIEN (1957) .

O enxofre, porém, não intervém diretamente porque este elemento está na maioria das vezes na forma de sulfetos, formando uma solução sólida com o manganês. KOHN (1970).

Durante a solidificação, o líquido mais impuro e com mais baixo ponto de fusão, é retido nos espaços interdendríticos. BASTIEN (1963) e OHNO (1988).

Em um aço ao carbono comum, após solidificação, o centro das dendritas austenitas ricas em ferro, segregam silicatos e os espaços interdendríticos segregam carbono, sulfetos e outros elementos. BASTIEN (1957); BASTIEN (1963)

Os lingotes já sólidos e em temperaturas ao redor de 1.200°C são deformados por laminação ou forjamento e resfriados. Nestes processos ocorre a redução dos espaços interdendríticos e migração dos elementos constituintes segundo seus coeficientes de difusão.

Nos aços ao carbono e com segregação de fósforo, após solidificação do lingote, reaquecimento para laminação ou forjamento e resfriamento lento pela zona crítica, ocorre:

- 1) O fósforo fica retido (segregado) nos antigos espaços interdendríticos - alto valor de energia de ativação (43.700 cal/mol) para difusão na austenita.

BASTIEN (1957); CATTIER (1953); CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS (1984)

2) O carbono é distribuído no aquecimento, de forma homogênea na austenita - baixo valor de energia de ativação (34.000 cal/mol) para difusão na austenita. CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS (1984). Portanto, o carbono migra para o interior das dendritas já deformadas e com baixo teor de fósforo.

3) O fósforo, como o silício e arsênico, são elementos estabilizadores da ferrita que elevam a temperatura A_3 , portanto favorecem a nucleação e crescimento da ferrita. O fósforo produz também um endurecimento nos aços, deslocando para a direita a curva TTT. APRAIZ BARREIRO (1968); CATTIER (1953); MEI (1988) e PEDRAZA & COUTINHO (1978)

4) O fósforo diminui a solubilidade do carbono no ferro α provocando um aumento de sua atividade termodinâmica. Portanto, os átomos de carbono difundem de regiões de alta atividade (Ferro α) para regiões de baixa atividade (Ferro γ), mesmo com o aumento da concentração. BASTIEN (1957) e CATTIER (1953)

Nos aços ao carbono com fósforo alto ($P > 0,05\%$) e resfriados lentamente através da zona crítica, a austenita se transformará em ferrita a uma temperatura mais alta do que em aços com teor de fósforo mais baixo.

As FIGURAS (20a) e (20b) exibem curvas TTT para aços ao carbono com teores de fósforo crescentes. ROQUES (1957)

FIGURA (20a) representação da curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo = 0,009% ROQUES (1957)

FIGURA (20b) representação curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo = 0,029% ROQUES (1957)

FIGURA (20c) representação da curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo=0,122% ROQUES (1957)

FIGURA (20d) representação curva TTT para aço ao carbono (0,20%C) com teor de fósforo = 0,339% ROQUES (1957)

A mesma consideração se aplica para áreas separadas do mesmo aço que difere em seu fósforo contido, como resultado da segregação dendrítica.

A ferrita começará a se formar onde o fósforo contido for mais alto, enquanto que o carbono vai se concentrando nas regiões ainda austeníticas e pobres em fósforo. BASTIEN (1957); BASTIEN (1963); CATTIER (1953) YIMING et al. (1993)

Quando a temperatura atinge o ponto eutetóide, a austenita remanescente se transforma em perlita.

A micro-estrutura final consistirá de ferrita nas regiões ricas em fósforo (contendo sulfetos e outras inclusões) alternando com bandas de perlita nas regiões pobres em fósforos (contendo silicatos).

A velocidade de resfriamento deve ser suficientemente lenta para permitir ao carbono se difundir do espaço interdendrítico original rico em fósforo e que os grãos de ferrita se desenvolvam por toda a extensão destas bandas, ricas em elementos estabilizadores da ferrita, antes que novos núcleos possam ser formados nas bandas mais pobres em fósforo, em temperaturas inferiores. CATTIER (1953); KOHN (1970); POKORNY (1967) e YIMING et al. (1993)

Nas regiões mais puras a perlita se depositará a partir da austenita enriquecida em carbono. ROQUES (1957).

A FIGURA (21) representa uma fotomicrografia de uma estrutura de aço ao carbono observado ao microscópico: as bandas claras correspondem as regiões interdendríticas originais ricas em fósforo e pobres em carbono e as bandas escuras ricas em carbono e pobres em fósforo correspondentes aos braços das dendritas originais.

FIGURA (21) Fotografia de uma estrutura bandada de ferrita + perlita em aço ao carbono Aumento de 200x reativo nital 3%

A FIGURA (22) representa o início de duas curvas TTT para dois aços com diferentes teores em fósforo. As duas curvas podem ser aplicadas não somente a dois tipos diferentes de aços mas também a duas diferentes regiões do mesmo aço, como é o caso do material segregado. YIMING et al. (1993)

FIGURA (22) ilustração do início de duas curvas TTT para duas regiões do mesmo aço: curva 1: não segregada; curva 2: com segregação de fósforo. YIMING et al. (1993)

A curva (1) representa a região pobre em fósforo, correspondente aos eixos das dendritas, enquanto que a curva (2) é aplicada a uma região rica em fósforo correspondente aos espaços interdendríticos.

Caso ocorra um resfriamento lento, a curva de resfriamento (a) intercepta a curva (2) em M e a curva (1) em N, a uma temperatura mais baixa. FIGURA (22)

A ferrita é primeiramente depositada em regiões com alto teor em fósforo, resultando em uma concentração de carbono na austenita remanescente.

Com uma taxa de resfriamento maior, a curva de resfriamento (b) intercepta a curva de transformação (1) e (2) em M' e N' respectivamente.

A transformação da austenita começa neste caso, em regiões com baixo fósforo contido e tende a produzir uma concentração de carbono em áreas ricas em

fósforo. A migração do carbono para áreas pobres em fósforo não ocorrerá. BASTIEN (1957); BASTIEN (1963) ROQUES (1957) e YIMING et al. (1993).

A influência do fósforo em estruturas bandeadas pode ser sintetizada:

1) A partir de velocidade de resfriamento crescentes, regiões com mais alto teor em fósforo, podem ser as últimas a iniciar a transformação alotrópica.

2) Ocorrerá em função desta mesma taxa de resfriamento, uma concentração de carbono em regiões mais ricas em impurezas.

3) Átomos de carbono retornarão aos espaços interdendríticos originais, dos quais eles tinham difundido durante o resfriamento lento.

4) No ponto de intersecção das duas curvas, a ferrita nucleia simultaneamente em todas as regiões e a estrutura em bandas é suprimida.

Coadjuvando a isto, o estanho e o arsênio tem efeito similar ao fósforo. Portanto para aços com teor alto em estanho, a transformação austenítica vai ocorrer mais cedo.

2.8 - PARTICIPAÇÕES DAS INCLUSÕES

Durante a solidificação as inclusões estão sujeitas a segregação dendrítica. BASTIEN (1957); KOHN (1970) e POKORNY (1967)

As inclusões de silicatos estão concentradas nos eixos das dendritas e as inclusões de sulfetos estão localizadas nos espaços interdendríticos BASTIEN (1957); KIRKALDY (1962); KOHN (1970); POKORNY (1967) e ROQUES (1957)

Durante a deformação plástica, as inclusões assim como as dendritas são alongadas no sentido da deformação maior e tendem a formar alinhamentos.

O acúmulo de inclusões nas regiões interdendríticas, segundo BASTIEN (1957), poderiam contribuir na formação de bandejamento, com a interface entre as inclusões e a austenita atuando como ponto de início para crescimento de cristais proeutetóides, porém não são totalmente responsáveis pelo bandejamento.

Para um determinado aço e diferentes taxas de resfriamento, determinados tipos de inclusões podem ser encontradas na ferrita e algumas vezes na perlita. KIRKALDY (1962) e ROQUES (1957). Outra razão, o tratamento de homogeneização a altas temperaturas, pode destruir a estrutura bandeada, mas não afeta as inclusões. BASTIEN (1957); POKORNY (1967); ROQUES (1957) e MEI (1988).

Quando a ferrita é encontrada nas bandas contendo silicatos (interior das dendritas - zonas não segregadas) e a perlita nas bandas contendo sulfetos (espaçamento interdendrítico - zonas segregadas) a segregação do carbono é chamada segregação direta. KIRKALDY (1962); POKORNY (1967) e ROQUES (1957). Se ao contrário, a ferrita é que se encontra nas bandas de sulfetos e a perlita nas bandas de silicatos, a segregação do carbono é chamada inversa, porque o carbono passa de zonas segregadas durante a solidificação para zonas pouco segregadas após resfriamento abaixo da zona de transformação. POKORNY (1967) e ROQUES (1957).

COX & SALMON (1963) analisando a distribuição das inclusões não metálicas em um aço com 0,20% de carbono, concluíram que inclusões contendo partículas sólidas têm efeito nucleante na zona equiaxial.

2.9 - ESTRUTURAS EM BANDAS - AÇOS LIGADOS

Os aços ligados apresentam uma segregação dendrítica da qual participam não somente as impurezas não metálicas mas também, elemento de liga. BASTIEN (1957); KOHN (1970); POKORNY (1967); SMITH & THOMAS (1963).

Após deformação mecânica o metal será constituído de uma estrutura fibrosa contendo baixo teor em impurezas e elementos de liga, correspondentes ao interior das dendritas e adjacentes fibras do metal, ricas nestes, diversos elementos metálicos e não metálicos correspondentes aos espaços interdendríticos. JAZTCAK (1956); KOHN (1970) e POKORNY (1967).

Estando o metal em alta temperatura, estas fibras alongadas serão constituídas de austenita. Durante o resfriamento, as condições de decomposição desta austenita não são as mesmas, em razão de seus teores diferentes em elementos de liga. DELORME et al. (1961); JAZTCAK (1956) e ROQUES (1957).

O carbono, quando distribuído de maneira homogênea na austenita, têm tendência a difundir durante a transformação, para permanecer nas regiões que se transformam por último. A direção para a qual o carbono migra durante o resfriamento pela zona crítica, é determinada pelos pontos de transformação. Estes pontos, por sua vez, são influenciados pelos elementos segregados. BASTIEN (1957); DELORME et al. (1961); JAZTCAK (1956); KOHN (1970) e POKORNY (1967).

Em qualquer tipo de aço, poderá haver regiões segregadas e não segregadas, como se fossem dois aços distintos, se comportando diferentemente no resfriamento através da zona crítica. HAOUR & KORNMAN (1980); POKORNY (1967) e SMITH & THOMAS (1963).

Este comportamento diferenciado acarretará, após o resfriamento, uma heterogeneidade estrutural, pela formação das bandas, as quais diferem micrograficamente e que se estendem, ao longo das fibras deformadas. BASTIEN (1957); JAZTCAK (1956) e KOHN (1970) .

Dependendo da velocidade de resfriamento, poderão ser formadas estruturas mistas, no mesmo material, e ao microscópico, no mesmo campo, podem ser observadas estruturas de recozimento e de têmpera, ou bandas de ferrita, perlita e bainita ou ferrita, perlita e martensita ou bainita e martensita. POKORNY (1967).

A FIGURA (23) indica uma estrutura bandeada de um aço ligado com as seguintes fases: martensita, ferrita e perlita. Aumento 500x. Reativo nital 3%.

FIGURA 23: Fotomicrografia de uma estrutura bandeada de uma aço SAE 8620 aumento 500x Nital 3%.

Esta heterogeneidade existente nos aços na temperatura de austenitização, decorrente da segregação dendrítica, pode afetar a distribuição do carbono e as transformações que ocorrem durante o resfriamento. É preciso considerar efeitos que às vezes estão em oposição.

As regiões ricas em silício, níquel e fósforo têm tendência a rejeitar o carbono, isto é, aumentam atividade do carbono na austenita e portanto ativam sua difusão para outras áreas. BASTIEN (1957); HAOUR & KORNMAN (1980) e YIMING et al. (1993).

JATCZAK (1952); KIRKALDY (1962) e YIMING et al. (1993) consideram em estudos de bandeamentos, os efeitos opostos dos elementos formadores de carbonetos. (molibdênio, tungstênio, cromo) e elementos em solução como níquel, sobre a localização do carbono, afetando sua atividade na austenita, durante o resfriamento e temperatura de transformação.

Os elementos formadores de carbonetos aumentam a concentração do carbono em suas vizinhanças e o níquel reduz, influenciando as transformações austeníticas. TIBURCIO et al. (1992); YIMING et al. (1993).

Elementos de liga, dissolvidos na austenita podem atrasar a nucleação e o crescimento da ferrita:

- 1) pela formação de um filme de carbonetos que recobrem o grão austenítico.

- 2) por favorecer a segregação com o carbono nos contornos de grão austenítico, desta forma diminuindo a atividade do carbono.

- 3) devido aos elementos estabilizadores da ferrita Mo/W/V não sofrerem uma participação adequada entre a austenita e ferrita. ($K = C_{\alpha}/C_{\gamma}$) e neste caso, K teria um valor muito pequeno. MEI (1988))

Nessas situações e com resfriamento lento, ocorrerá em locais de concentração destes elementos, um

retardamento na formação e crescimento da ferrita, que irá nuclear e crescer preferencialmente em outras áreas. Conseqüentemente uma estrutura bandeada irá se formar com uma segregação direta do carbono: ferrita nas bandas mais puras contendo silicatos e perlita nas bandas segregadas mais impuras.

Outro efeito dos elementos de liga está relacionado com as mudanças de fase. Alguns elementos são estabilizadores de ferrita, isto é, favorecem a formação da ferrita, como o fósforo, silício e os formadores de carbonetos (titânio, tungstênio, vanádio, cromo, molibdênio). Outros são estabilizadores da austenita, isto é, ampliam o campo austenítico: manganês e níquel.

Em um aço ligado contendo apenas um elemento de liga, a segregação do carbono, após austenitização dependerá unicamente da quantidade e distribuição deste elemento. Em aços contendo vários elementos de liga, a condição de bandejamento dependerá do balanço das influências determinadas pelo tipo, quantidade e distribuição de cada um deles. POKORNY (1967); JAZTCAK (1956) e YIMING et al. (1993).

É preciso considerar também em aços ligados o efeito do fósforo, que segundo BASTIEN (1957) e YIMING (1993) aumenta a atividade termodinâmica do carbono na austenita e tende a repeli-lo para áreas pobres em fósforo.

Mesmo em baixo teor contido, o fósforo pode estar segregado e afetar os pontos de transformação. KOHN (1970) e SMITH & THOMAS (1963).

A adição de elementos de liga nos aços aumenta a sua temperabilidade em ordem decrescente: fósforo, manganês, molibdênio, cromo, silício e níquel e as curvas TTT serão deslocadas para a direita. MEI (1988). Portanto as curvas de início e fim de transformação para aços ligados e dependendo do balanço

de suas influências, poderão estar mais acima e mais à direita ou mais abaixo e à direita, isto para o mesmo teor em carbono.

A FIGURA (24) ilustra um esquema da influência dos elementos de liga dos aços na formação das estruturas em banda. PEDRAZA & COUTINHO (1978)

FIGURA (24) Esquema ilustrativo da influência de elementos de liga do aço, na produção da estrutura de bandas secundárias. PEDRAZA & COUTINHO (1978)

A FIGURA (25) indica duas curvas TTT genéricas para aços ligados. A situação (a) representa aço ligado com certo grau de segregação e a situação (b) com grau de segregação mais intenso para os mesmos elementos químicos. COX SALMON & CHARLES (1963)

FIGURA 25 (a) e 25 (b) ilustram curvas genéricas TTT para duas regiões distintas do mesmo aço ligado para teores crescentes de segregação. COX SALMON & CHARLES (1963)

_____ regiões deficientes em elementos
de liga

_____ regiões ricas em elementos de liga
-----curvas de resfriamento

A FIGURA (26) ilustra uma estrutura bandada de um aço inox. 430, indicando áreas claras de ferrita e escuras de martensita para porcentagens de trabalho mecânico crescente. BRAMFITT (1965).

FIGURA 26 (a)

81% redução

BRAMFITT (1965)

FIGURA 26 (b)

94% redução

FIGURA 26 (c)

97% redução

2.10 - ESTRUTURAS EM BANDAS - INFLUÊNCIA DO MANGANÊS

A ocorrência de estruturas em bandas nos aços laminados ou forjados é devida a segregação dendrítica BASTIEN (1957); KOHN (1970); JAZTCAK (1956) e DELORME et al. (1961).

As regiões interdendríticas apresentam teores mais elevados em impurezas e elementos de liga, os quais provocam alterações nas transformações estruturais.

O manganês é um elemento estabilizador da austenita, isto é, abaixa o ponto A3 de transformação gama/alfa. Além disto, desloca as curvas de transformação para a direita, isto é aumenta a temperabilidade dos aços. APRAIZ BARREIRO (1968) e MEI (1988) .

Os elementos de liga quando alojados nos espaços interdendríticos alongados pela laminação, podem

ou não serem núcleos de formação preferencial da ferrita, como é o caso do manganês. TIBURCIO et al. (1992).

Estudo realizado por DELORME et al. (1961) em aços com teores de carbono ao redor de 0,20% C, com teores baixos de enxofre ($\% S = 0,008$), fósforo ($P = 0,020\%$ sem segregação) e com teores crescentes em manganês, concluíram que após austenitização e resfriamento lento, o manganês situado nos espaços interdendríticos (segregado) e por ampliar o campo austenítico, favoreceu a precipitação da perlita nesta região. A ferrita se formou e desenvolveu nas regiões pobres em manganês, nos eixos das dendritas (regiões mais puras). BASTIEN (1957) e KOHN (1970).

Neste caso, formou-se uma estrutura bandeada de ferrita (nos eixos das dendritas) e perlita (nos espaços interdendríticos). Houve uma segregação direta do carbono, isto é, não houve migração deste elemento na direção dos eixos das dendritas, ficando concentrado nos espaços interdendríticos originais.

No mesmo estudo, DELORME et al. (1961) analisaram a influência de teores crescentes em enxofre e manganês.

Nestes aços o enxofre formou com o manganês, o sulfeto de manganês (MnS) que se solidificou nos espaços interdendríticos, ocorrendo um empobrecimento do manganês nesta zona segregada.

O restante do manganês repartido nos últimos estágios da solidificação, foi para os eixos das dendritas permanecendo em solução.

Com resfriamento lento, o manganês fixado, nos eixos das dendritas, dificultou a formação da ferrita nestas regiões e favoreceu a precipitação da perlita. Uma estrutura bandeada se formou, composta de ferrita nos espaços interdendríticos (regiões impuras contendo sulfetos) e a perlita nos eixos dendríticos contendo

manganês repartido. (regiões mais puras contendo silicatos). Houve uma segregação inversa do carbono.

Para reduzir o bandeamento em aços com manganês é preciso que ocorra um balanceamento nos conteúdos de manganês em solução sólida (não fixado pelo enxofre) nos espaços interdendríticos e nos eixos das dendritas. A FIGURA (27) ilustra o mecanismo da formação de bandas para resfriamento lento, sob influência do manganês segregado: zonas pobres em manganês, situam-se nos eixos das dendritas e as zonas ricas, nos espaços interdendríticos. HAOUR & KORNMAN (1980).

FIGURA 27 ilustra o mecanismo da formação de bandas, influência do manganês.
HAOUR & KORNMAN (1980)

2.11 - ESTRUTURAS EM BANDAS - CARBONETOS

Aços com alto teor em carbono e com elementos de liga formadores de carbonetos: vanádio, molibdênio, tungstênio, cromo, manganês, estão sujeitos a segregação dendrítica. JAZTCAK (1956); KOHN (1970), e PEDRAZA & COUTINHO (1978); POKORNY (1967).

As segregações de muitos elementos metálicos adicionados em grandes quantidades, embora, às vezes pequenas em proporção, podem ser apreciáveis em termos absolutos. BASTIEN (1957).

Utilizando-se análise por microsondas, pode-se medir a concentração de elementos de liga (C_M) nos espaços interdendríticos e (C_m) nos espaços dendríticos. Constata-se por este processo que a concentração (C_M) é maior do que (C_m) para os elementos formadores de carbonetos. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) PEDRAZA & COUTINHO (1978).

Estes carbonetos formados nos espaços interdendríticos nos últimos estágios da solidificação, aí permanecem após a deformação a quente ou ainda solúveis na austenita, são depositados durante o resfriamento, após a deformação, de maneira preferencial nos antigos espaços interdendríticos. KOHN (1970).

Serão formados então, após deformação a quente e subsequente resfriamento, bandas ricas em carbonetos, correspondentes aos antigos espaços interdendríticos, paralelas a bandas pobres em carbonetos. POKORNY (1967).

Como ilustração cita-se bandeamentos existentes em aços rápidos e aços para rolamentos.

No caso dos aços rápidos estes carbonetos são de origem eutética e de difícil dissolução por tratamentos a altas temperaturas principalmente se contiverem elementos estabilizadores de carbonetos.

2.12 - ESTRUTURAS EM BANDAS - ATENUAÇÃO

As estruturas em bandas, observadas após o processo de laminação, dependem da estrutura em bandas

primárias, obtidas pela fundição. POKORNY (1967). Por outro lado, a estrutura em bandas primárias depende da microsegregação de elementos de liga que ocorre durante a solidificação. SMITH & THOMAS (1963).

O espaçamento entre as ramificações dendríticas define a extensão da microsegregação. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978).

Uma velocidade de resfriamento adequada do lingote associada a uma maior quantidade de núcleos de cristalização conduzirá a uma estrutura constituída de dendritas mais finas e mais próximas. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e HAOUR & KORNMAN (1980). Outra possibilidade de promover a redução dos espaçamentos entre as ramificações dendríticas, é a utilização de um superaquecimento. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978).

FIGURA (28): Diagrama esquemático do crescimento de uma dendrita. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

Industrialmente, utiliza-se um nível de 80°C de superaquecimento, mas para evitar bandeamentos, pode-se utilizar até 100°C. TIBURCIO et al. (1992).

$T = T_v - T_f$. Sendo T o superaquecimento, T_v a temperatura de vazamento do metal líquido e, T_f , a temperatura de fusão ou solidificação do metal. CAMPOS FILHO & DAVIES (1978)

Um dos meios utilizados em fundição para refinar o grão, isto é, provocar uma nucleação intensa, e reduzir o crescimento desses núcleos, é a utilização de inoculantes como titânio, nióbio ou alumínio. COX & CHARLES (1963); CAMPOS FILHO & DAVIES (1978) e MEI (1988). Pode-se considerar também que as inclusões agem como sítios de nucleação na região equiaxial central dos lingotes. COX & CHARLES (1963).

A inoculação com titânio, além de refinar a microestrutura, reduz o espaço interdendrítico secundário e forma ocasionalmente inclusões de sulfeto de titânio. PEDRAZA & COUTINHO (1978).

Apesar do elevado grau de pureza e controle da composição química obtidos com os modernos processos de elaboração (forno a arco + VAD, ou forno arco + VOD, ou forno de indução sob vácuo), nestes processos, o controle sobre a solidificação do metal é praticamente inexistente. O vazamento na lingoteira é natural, o que dá origem às heterogeneidades. MEI (1988). O controle da estrutura de solidificação é fundamental na redução da microsegregação.

A FIGURA (29) indica esquema do processo VOD (Vaccun Oxygen Decarbuurization). MEI (1988)

FIGURA (29) Esquema do processo VOD. MEI (1988)

Para se conseguir um baixo nível de inclusões, de segregações e obter estruturas homogêneas, utiliza-se o processo de refusão sob escória eletrocondutora (ESR) ou refusão a arco sob vácuo. (VAR) FIGURA (30) e FIGURA (31). MEI (1988). Outra possibilidade é a utilização de fundição contínua.

As figuras (30) e (31) ilustram esquematicamente os processos ESR e VAR respectivamente. MEI (1988)

FIGURA (30) ilustra esquema do processo ESR
MEI (1988)

FIGURA (31) ilustra esquema do processo VAR
MEI (1988)

Diversos autores têm estudado a influência do tratamento de homogeneização sobre a estrutura em bandas. COX SALMON & CHARLES (1963); LEGER & DETREZ (1965); WARD (1965) e YIMING et al. (1993).

A FIGURA (32) indica para um aço 20 NCD16M a evolução dos índices de segregação do silício, do manganês, do níquel, do cromo e do molibdênio em função da temperatura de homogeneização por 2 horas de encharque. LEGER & DETREZ (1965).

A FIGURA (33) indica para um aço com 0,21%C e 1,47%Mn, temperado e revenido, as variações do alongamento da redução de área e resistência à tração, para as várias temperaturas de revenimento, para amostras homogeneizadas e não homogeneizadas. SCHWARTZBART (1952)

FIGURA (32) Variações do índice de segregação para o silício, manganês, níquel, cromo e molibdênio para o aço 20 NCD 16M, após homogeneização. LEGER & DETREZ (1965)

O tratamento de homogeneização pode reduzir a segregação interdendrítica até o nível que não se pode detectá-la por microsondas. LEGER & DETREZ (1965) e YIMING et al. (1993).

FIGURA (33) Variações do alongamento da redução de área, e resistência a tração com a temperatura de revenimento para aço ao manganês homogeneizado e não homogeneizado.

SCHWARTZBART (1952)

A temperatura e o tempo de tratamento de homogeneização foram estudados por diversos pesquisadores, estabelecendo-se uma relação entre a largura média das bandas e a temperatura necessária para suprimi-la. BASTIEN (1957). Para se obter uma difusão conveniente é necessário atingir temperaturas superiores a 1000°C e no caso de lingotes altamente microsegregados com elementos de liga, não é aconselhável o tratamento de homogeneização devido ao excessivo tempo de tratamento.

YIMING et al. (1993) estabeleceram equação para determinar a temperatura de remoção de bandejamento levando em conta dados de literatura até então existentes.

$$T = \frac{Q}{R \times L_n} \frac{1}{(t \times Do)} \quad \text{eq. (4)}$$

$$(0,3 \times 10^2)$$

- T = temperatura em °K
 Q = energia de ativação do elemento
 R = Constante dos gases (1,987 cal/grau.mol)
 L_n = Logarítmo Neperiano
 t = tempo na temperatura T
 Do = constante de difusão do elemento
 l = espaçamento médio entre as bandas

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O material investigado é um aço comercial do tipo SAE 8620 na forma de barras laminadas a quente, com 20,64mm de diâmetro obtidas a partir de lingotes de 3.560Kg com dimensões quadradas aproximadas de 568mm X 465mm X 1660mm de comprimento.

3.1 - FUNDIÇÃO E TRANSFORMAÇÃO MECÂNICA DO AÇO SAE 8620

- 3.1.1 - Fundição em forno elétrico a arco
- 3.1.2 - Lingotamento convencional indireto
- 3.1.3 - Temperatura de lingotamento 1600°C
- 3.1.4 - Desbaste do lingote em laminação:
 - 3.1.4.1 - Temperatura de encharque no forno poço = 1300°C
 - 3.1.4.2 - Tempo de encharque: 180min.
 - 3.1.4.3 - N° de passes:
 - 1° Desbastador - 23 passes
 - 2° Desbastador - 6 passes
 - 3.1.4.4 - Dimensão final da palanquilha:
secção quadrada de 118mm:
- 3.1.5 - Laminação da palanquilha de secção quadrada de 118mm
 - 3.1.5.1 - Temperatura de encharque: 1100°C
 - 3.1.5.2 - Tempo de encharque: 30min.
 - 3.1.5.3 - N° de passes: 15
 - 3.1.5.4 - Dimensão final da barra: secção redonda de 20,64mm
- 3.1.6 - Resfriamento ao ar calmo

As barras foram separadas em dois lotes e identificadas.

Para facilitar a descrição dos achados, o código utilizado foi: LBXYZ onde LB é indicativo de lote / barra; X indica o número do lote e YZ indica o número da barra.

Após identificação do material, foram cortados corpos de prova para ensaios de resistência a tração e amostras para análise química, metalográfica, dureza e tratamentos térmicos.

Parte do lote de barras, foi recozido e a outra parte, mantida sem recozimento, isto é, no estado bruto de laminação. A parte do material recozido foi identificada com a letra R.

Para as análises metalográficas as amostras cortadas longitudinalmente foram lixadas, polidas e atacadas com reativo nital 3% utilizando-se de técnica metalográfica de rotina. BENSCOTER (1985); CARVALHO E SILVA (1977).

Em cada amostra, foram feitas leituras dos espaçamentos das bandas de ferrita livre e calculado a média destes espaçamentos. KIRKALDY (1962) e LAVENDER & JONES (1949).

Estes resultados foram utilizados no cálculo da temperatura de tratamento de homogeneização e após definida a velocidade de resfriamento, com a finalidade de eliminar o bandeamento. BASTIEN (1957) e LAVENDER & JONES (1949).

O tratamento de homogeneização das amostras e dos corpos de prova, foi realizado em forno elétrico contínuo modelo Pusher-Brasimet, possuindo câmara de pré-aquecimento; câmara de alta temperatura; câmara de resfriamento rápido; câmara de aquecimento lento, tendo atmosfera protetora com a seguinte composição: até 1150°C: 75% N₂ e 25% H₂, acima de 1150°C: 75% H₂ e 25% N₂.

Este tratamento foi realizado no sentido de promover a difusão do fósforo e eventualmente outros elementos segregados, inclusive o carbono.

Após o tratamento térmico de homogeneização, as bandas foram eliminadas mas com ocorrência de superaquecimento o que foi evidenciado pelo exame micrográfico.

Para eliminar esta granulação grosseira, como resultado do superaquecimento, as amostras e os corpos de prova foram normalizados, utilizando-se um forno "Sigma" com aquecimento elétrico.

Após este tratamento, novamente foram feitas análises metalográficas e constatou-se uma estrutura de ferrita e perlita fina.

Os ensaios, antes e após homogeneização e normalização, foram realizados nos seguintes equipamentos:

Ensaios de dureza em durômetro Wilson Rockwell Hardness Tester, modelo 4TT e de acordo com a norma ABNT MB358.

Ensaios de tração, em equipamento universal de ensaio WPM VEB-LEIPZIG capacidade de 40Kgf e de acordo com a norma ABNT MB4.

A análise química do aço SAE 8620 foi realizada em espectrômetro óptico DV4-Baird.

3.2 - TRATAMENTO TÉRMICO DE HOMOGENEIZAÇÃO

Para realização do tratamento térmico de homogeneização, foi determinada a temperatura de transformação α/γ e realizado o cálculo da temperatura de tratamento.

3.2.1 - Determinação da temperatura de transformação α/γ para o material recebido SAE 8620.

Esta determinação foi realizada no dilatômetro de tmpera rpida modelo DT1000 da Adamel Lhomargy.

Os corpos de prova de formato cilndrico com as dimenses de 2mm X 12mm foram soldados a um termopar capilar de cromel/alumel.

O instrumento sendo totalmente monitorizado por computador foi submetido ao ciclo trmico especificado na FIGURA (34).

FIGURA (34) Ciclo trmico

Os ensaios foram realizados sob vácuo e a determinação da faixa de transformação, está especificada nas curvas dilatométricas.

FIGURA (35) Curvas dilatométricas do SAE 8620 em estudo

A faixa encontrada da transformação α/γ foi de 742,6 $^\circ\text{C}$ a 834 $^\circ\text{C}$ e γ/α foi de 740,4 $^\circ\text{C}$ a 674,5 $^\circ\text{C}$.

3.2.2 - Cálculo da temperatura de tratamento

A temperatura foi calculada baseando-se na equação proposta por YIMING et al. (1993)

$$T = \frac{Q}{(t \times D_o) \times R \times L_n} \quad \text{eq. (4)}$$

$$(0,3 \times 10^2)$$

onde:

T = Temperatura em °K
 Q = energia de ativação do elemento
 R = Constante dos gases (1,987 cal/grau.mol)
 L_n = Logarítmo Neperiano
 t = tempo na temperatura T
 D_o = constante de difusão do elemento
 l = espaçamento médio entre as bandas

Pelas teorias existentes sobre bandeamento, BASTIEN (1957); KIRKALDY (1962); LAVENDER & JONES (1949) e em trabalho mais recente YIMING et al. (1993) associam o bandeamento em aços de baixa liga predominantemente ao fósforo. Portanto os valores da equação (4) são:

Q = 43.700 cal/mol - para o fósforo. CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHISICS (1984).

D_o = 0,01 cm²/seg. - para o fósforo. CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHISICS (1984).

R = 1,987 cal/°K.mol. CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHISICS (1984).

l - calculado para amostras do material como recebido (Aço SAE 8620 laminado), utilizando-se das fotomicrografias, obtidas das estruturas das amostras examinadas. FIGURA (36) a FIGURA (50).

Para a determinação de l foram medidos os espaçamentos médios das bandas de ferrita livre reveladas nestas fotomicrografias e calculado a média e o desvio padrão, destes espaçamentos para cada fotomicrografia, conforme indicam as figuras (36) a (50).

O tempo de permanência na temperatura foi de 1 hora, em razão da espessura das amostras (20,64mm) MEI (1988); APRAIZ BARREIRO (1968)

As velocidades de aquecimento e resfriamento foram pesquisadas e estabelecidas levando em conta teorias existentes. BASTIEN (1957); GRANGE (1971) e KIRKALDY (1962).

A velocidade de aquecimento até 600°C foi de 5°C/min e de 600°C até a temperatura de tratamento foi de 8°C/min.

A velocidade de resfriamento pela zona crítica sendo suficientemente rápida evita que nenhuma segregação ocorra durante a transformação. BASTIEN (1957)

Da temperatura de tratamento até 900°C a velocidade de resfriamento foi 10°C/min. De 900°C até 650°C, a velocidade de resfriamento 50°C/min. De 650°C até a temperatura ambiente, 3°C/min.

Após os tratamentos de homogeneização realizados em temperaturas diferentes (em função dos espaçamentos médios das bandas), as amostras foram novamente lixadas, polidas, atacadas por reativo nital 3% e analisadas micrograficamente, constatando-se um supera aquecimento.

3.3 - TRATAMENTO TÉRMICO DE NORMALIZAÇÃO

Verificado o superaquecimento, as amostras e os corpos de prova foram tratados termicamente por normalização para refinar a microestrutura.

A velocidade de aquecimento foi de $2^{\circ}\text{C}/\text{min}$ até 920°C . American Society for Metals (1981) e o tempo de permanência na temperatura em função da espessura das amostras - diâmetro de 20,64 mm. - foi de 30 minutos. APRAIZ BARREIRO (1968) e MEI (1988)

A seguir as amostras foram retiradas do forno e resfriadas ao ar calmo.

Após normalização, novamente a microestrutura das amostras foi analisada, fotografada e realizados ensaios de tração e dureza, nos corpos de prova.

Pela análise micrográfica, constatou-se um refinamento da estrutura.

4. RESULTADOS

4.1 - RESULTADOS DAS ANÁLISES E TESTES DO MATERIAL COMO RECEBIDO: AÇO SAE 8620 LAMINADO.

4.1.1 - Análise química

A Análise química do aço estudado realizada por espectrômetro óptico apresentou a seguinte composição porcentual em peso:

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	Cu	Sn	P	Fe	Co	W	V	Al	Ti	Nb
0,204	0,256	0,864	0,464	0,495	0,202	0,024	0,040	0,006	0,014	97,342	0,010	0,020	0,003	0,050	0,001	0,005

* Fe - balanceado = 97,342%

4.1.2 - Ensaaios de dureza e tração

Os resultados dos ensaios de dureza e tração do material (aço SAE 8620) como recebido, estão contidos na tabela (3).

TABELA 3 - Resultados dos ensaios de tração do aço SAE 8620 como recebido

MATERIAL		DUREZA RB	L.R. MPa	L.E. MPa	Alongament o %	Estricção %
Bruto de Laminação	Média	95,50	725,88	562,12	13,26	50,65
	Desvio padrão	2,60	66,38	87,05	1,00	4,99
Recozido	Média	84,50	586,90	366,28	17,25	65,11
	Desvio padrão	0,50	8,79	11,22	0,41	0,83

4.1.3 - Análise Metalográfica e Cálculo da Temperatura de Homogeneização.

A análise realizada em microscópio com aumento de 100x, revelou uma microestrutura bandada de ferrita e perlita em todas as amostras analisadas. Após leitura dos espaçamentos das bandas de ferrita livre, para cada uma das fotomicrografias, foram calculadas as médias e os desvios padrões desses valores, e utilizando-se a equação (1), as temperaturas de aquecimento para homogeneização.

4.1.4 - Fotomicrografias

As figuras de (36) a (50) indicam as fotomicrografias do AÇO SAE 8620 como recebido.

FIGURA (36) Fotomicrografia da amostra LB212. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00274$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (37) Fotomicrografia da amostra LB205. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00287$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (38) Fotomicrografia da amostra LB204. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00299$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (39) Fotomicrografia da amostra LB209. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00315$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (40) Fotomicrografia da amostra LB202-R. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00324$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (41) Fotomicrografia da amostra LB211-R. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00336$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (42) Fotomicrografia da amostra LB208. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00348$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (43) Fotomicrografia da amostra LB213. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00366$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (44) Fotomicrografia da amostra LB314. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00372$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (45) Fotomicrografia da amostra LB315. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00399$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (46) Fotomicrografia da amostra LB221. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00411$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (47) Fotomicrografia da amostra LB311. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00457$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (48) Fotomicrografia da amostra LB323-R. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00475$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (49) Fotomicrografia da amostra LB320. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00559$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (50) Fotomicrografia da amostra LB321-R. Estrutura bandeada de ferrita e perlita. Espaçamento médio das bandas de ferrita livre $l=0,00581$ cm. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

4.1.5 - Tabela (4) - Indicação dos espaçamentos médios das bandas de ferrita livre e a correspondente temperatura de homogeneização, calculadas pela equação (4)

AMOSTRA	l (Média) cm.	Desvio Padrão cm.	Temperatura °C
LB 212	0,00274	0,00103	1050
LB 205	0,00287	0,00125	1056
LB 204	0,00299	0,00119	1062
LB 209	0,00315	0,00194	1072
LB 202-R	0,00324	0,00148	1078
LB 211-R	0,00336	0,00173	1083
LB 208	0,00348	0,00184	1088
LB 213	0,00366	0,00172	1098
LB 314	0,00372	0,00207	1102
LB 315	0,00399	0,00212	1111
LB 221	0,00411	0,00220	1120
LB 311	0,00457	0,00254	1137
LB 323-R	0,00475	0,00334	1145
LB 320	0,00559	0,00367	1174
LB 321-R	0,00581	0,00284	1184

4.2 - RESULTADOS DO MATERIAL ANALISADO APÓS TRATAMENTO DE HOMOGENEIZAÇÃO

Após tratamento de homogeneização as amostras foram lixadas, polidas e atacadas - nital 3% - segundo técnicas usuais. e examinadas ao microscópio. BENSCOTER (1985); BRAMFITT (1965). Neste exame metalográfico, constatou-se, pela granulometria grosseira da estrutura, um superaquecimento. As figuras de (51) a (56) representam fotomicrografias das estruturas superaquecidas.

FIGURA (51) Fotomicrografia da amostra LB212 tratada termicamente por homogeneização a 1050°C. Estrutura superaquecida: rede de ferrita poligonal em contorno de grão. No interior do grão: ferritas de 2a. fase alinhadas e não alinhadas; aglomerados de ferrita e carbonetos. Aumento 100x. Reativo Nital 3%.

FIGURA (52) Fotomicrografia da amostra LB204 tratada termicamente por homogeneização a 1062°C. Estrutura superaquecida: rede de ferrita poligonal em contorno de grão. No interior do grão: ferritas de 2a. fase alinhadas e não alinhadas; aglomerados de ferrita e carbonetos. Aumento 100x. Reativo Nital 3%.

FIGURA (53) Fotomicrografia da amostra LB208 tratada termicamente por homogeneização a 1088°C. Estrutura superaquecida: rede de ferrita poligonal em contorno de grão. No interior do grão: ferritas de 2a. fase alinhadas e não alinhadas; aglomerados de ferrita e carbonetos. Aumento 100x. Reativo Nital 3%.

FIGURA (54) Fotomicrografia da amostra LB314 tratada termicamente por homogeneização a 1102°C. Estrutura superaquecida: rede de ferrita poligonal em contorno de grão. No interior do grão: ferritas de 2a. fase alinhadas e não alinhadas; aglomerados de ferrita e carbonetos.

FIGURA (55) Fotomicrografia da amostra LB221 tratada termicamente por homogeneização a 1120°C. Estrutura superaquecida: rede de ferrita poligonal em contorno de grão. No interior do grão: ferritas de 2a. fase alinhadas e não alinhadas; aglomerados de ferrita e carbonetos. Aumento 100x. Reativo Nital 3%.

FIGURA (56) Fotomicrografia da amostra LB321-R tratada termicamente por homogeneização a 1184°C. Estrutura superaquecida: rede de ferrita poligonal em contorno de grão. No interior do grão: ferritas de 2a. fase alinhadas e não alinhadas; aglomerados de ferrita e carbonetos. Aumento 100x. Reativo Nital 3%.

4.3 - RESULTADOS DO MATERIAL ANALISADO APÓS TRATAMENTO TÉRMICO DE NORMALIZAÇÃO

4.3.1 - Análise Metalográfica

Após tratamento de normalização as amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reativo nital 3% e analisadas ao microscópio, obtendo-se um refinamento da microestrutura.

As figuras de (57) a (65) representam fotomicrografias das estruturas normalizadas obtidas.

Observa-se para todas as amostras uma estrutura de ferrita e perlita fina.

FIGURA (57) Fotomicrografia da amostra LB212 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e Perlita Fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (58) Fotomicrografia da amostra LB212 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 500x. Reativo nital 3%.

FIGURA (59) Fotomicrografia da amostra LB204 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (60) Fotomicrografia da amostra LB204 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 500x. Reativo nital 3%.

FIGURA (61) Fotomicrografia da amostra LB208 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (62) Fotomicrografia da amostra LB208 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 500x. Reativo nital 3%.

FIGURA (63) Fotomicrografia da amostra LB214 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (64) Fotomicrografia da amostra LB221 tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

FIGURA (65) Fotomicrografia da amostra LB321-R tratada termicamente por normalização a 920°C. Estrutura de Ferrita e perlita fina. Aumento 100x. Reativo nital 3%.

4.3.2 - Ensaaios mecânicos

Os resultados dos ensaios de tração e dureza após tratamento térmico de normalização dos corpos de prova, apresentaram os resultados contidos na tabela (5)

TABELA (5) - Resultados do ensaio de tração nos corpos de prova normalizados

	Dureza Rb	Lim. res. MPa	Lim. esc. MPa	Estricção %	Alongamento %
Média	91,50	634,65	335,18	62,07	33,08
Desvio Padrão	1,50	6,17	5,47	0,57	0,68

5. DISCUSSÕES

O bandeamento estrutural analisado nas amostras do Aço SAE 8620 como recebido, apresentou uma variação de espessura de bandas de ferrita livre de 0,00274 cm. a 0,00581 cm. o que exigiu, temperatura de aquecimento para homogeneização, também variando de 1050°C a 1184°C.

A parte do lote sem recozimento posterior à laminação, apresentou um sensível bandeamento mas com os grãos de perlita mais dispersos. Para as amostras do lote com recozimento posterior, amostras LB202-R; LB211-R; LB323-R e LB321-R, o alinhamento foi mais acentuado sem dispersão, comprovando a teoria de que o resfriamento lento através da zona crítica, favorece o alinhamento por dar tempo à difusão do carbono para as regiões pobres em fósforo.

A região central das amostras, coincidentes com a região central dos lingotes originais apresentaram um bandeamento mais intenso, devido ao próprio processo de solidificação que segrega nesta região maior quantidade de impurezas.

Analisando a FIGURA (66) de uma amostra sem homogeneização e normalizada com resfriamento rápido (ventilação forçada), observou-se alinhamentos de ferrita acicular, perlita e martensita. Este comportamento se justifica pela análise das curvas TTT para aços com teores crescentes em fósforo. Portanto, neste caso, a

transformação austenítica, começa para velocidades acima de $300^{\circ}\text{C} / \text{min.}$ nas regiões com alto teor de carbono, isto é, baixo fósforo contido.

FIGURA (66) Aço 8620 segregado, normalizado com resfriamento em ar forçado . Aumento 500x. Estrutura de ferrita acicular, perlita e martensita. Reativo nital 3% (regiões alinhadas escuras).

Os elementos com possibilidade de estarem segregados no aço SAE 8620 analisado, são níquel, cromo, molibdênio, manganês, carbono e fósforo.

O carbono segregado se homogeneiza facilmente na austenita, devido à sua baixa energia de ativação e elevada constante de difusão. BASTIEN (1957)

Aplicando a equação (4) para os elementos níquel, cromo, molibdênio e manganês, com tempos (t) de tratamentos de homogeneização iguais e para mesma espessura média de bandejamento (l), estes elementos

necessitarão de temperaturas de homogeneização mais elevadas do que o fósforo para difundirem.

Portanto ao aplicarmos a equação (1) para o fósforo, a temperatura de tratamento calculada e utilizada no tratamento de homogeneização das amostras, resultou em uma estrutura isenta de bandeamento.

Este resultado comprova as afirmativas de pesquisadores BASTIEN (1957); KIRKALDY (1962); LAVENDER & JONES (1949) e YIMING et al. (1993) a respeito da participação do fósforo no bandeamento em aços de baixa liga, mesmo quando em teores médios baixos.

Os processos testados, de homogeneização e normalização, pelos resultados obtidos são satisfatórios e viáveis do ponto de vista industrial. As temperaturas elevadas, são exeqüíveis de obtenção, apenas tendo a restrição destes fornos possuírem atmosfera protetora.

Este processo torna-se inviável se realizado em lingotes ou palanquilhas, devido ao alto tempo exigido para o nível de calor atingir toda a secção das peças.

Além do mais, os processos de deformação do lingote e da palanquilha, quer pelo aquecimento necessário, quer pelo trabalho de deformação, provoca difusão e reduz os espaços interdendríticos e intergranulares, tornando menos acentuado o bandeamento, facilitando a difusão dos elementos segregados.

Os resultados obtidos, após normalização, demonstrados na tabela (7)⁴, alcançaram valores muito próximos daqueles indicados por norma para os aços SAE 8620 normalizados, contidos na tabela (6). American Society for Metals (1981).⁵

As sensíveis diferenças de durezas, encontradas no material bruto de laminado bandeado em comparação com o material laminado recozido bandeado - tabela (3) - justifica-se, tendo em vista a alteração estrutural ocorrida com o material após recozimento.

Embora acentuando o bandeamento o recozimento produz estruturas de menor dureza do que o material bruto de laminado esfriado ao ar.

TABELA (6) - Valores padrões para o ensaio de tração do aço SAE 8620 normalizado. American Society for Metals (1981)

Dureza	Lim. res.	Lim. esc.	Estricção	Alongamento
Rb	MPa	MPa	%	%
90	632,35	356,66	59,70	26,30

TABELA (7) Valores obtidos no ensaio de tração do aço SAE 8620 utilizado neste estudo após tratamentos de homogeneização e normalização

	Dureza Rb	Lim. res. MPa	Lim. esc. MPa	Estricção %	Alongamento %
Média	91,50	634,65	335,18	62,07	33,08
Desvio Padrão	1,50	6,17	5,47	0,57	0,68

6. CONCLUSÕES

O bandeamento microestrutural em aços de construção mecânica é consequência da microsegregação de elementos de liga, que ocorre durante solidificação do metal. Todos os elementos de liga participam com maior ou menor intensidade desta segregação.

Por aquecimentos e resfriamentos através da zona crítica, durante as várias fases dos processos de deformação mecânica, pelos quais passa o metal, pode ocorrer difusão destes elementos de liga. E neste caso, não haverá bandeamento microestrutural.

Existindo bandeamento no produto final, é possível eliminá-lo com a utilização de ciclos adequados de homogeneização, seguidos de normalização realizados em fornos industriais possuidores de atmosferas protetoras e a altas temperaturas.

Com a eliminação do bandeamento, o metal estará em condições de ser utilizado em construções mecânicas que exigem isenção desta estrutura.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) Bandeamento microestrutural em aços de alta liga.
- 2) Influência do tratamento térmico de têmpera sobre o desempenho dos aços de construção mecânica com bandeamento microestrutural.
- 3) Influência dos tratamentos superficiais sobre os aços de construção mecânica com bandeamento microestrutural e sujeitos a desgaste.
- 4) Simulação de lingotamento contínuo para aços de construção mecânica, com teores de fósforo crescentes e para aços de construção mecânica com teores de manganês crescentes.
- 5) Influência do tratamento térmico de coalescimento sobre o desempenho dos aços de construção mecânica com bandeamento microestrutural, utilizados em processos de deformação a frio.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AGREN, John. Kinetics of carbide dissolution. *Scandinavian Journal of Metallurgy*. n.19, p.2-8, 1990.
2. American Society for Metals, *Metals handbook*, 9th. ed., Ohio, ASM, 1981, v.4.
3. APRAIZ BARREIRO, José. *Tratamientos térmicos de los aceros*. 6ª ed. Madrid, Editorial Dossat, 1968.
4. Associação Brasileira de Normas Técnicas MB 358-Dureza, Rio de Janeiro, 1968.
5. Associação Brasileira de Normas Técnicas MB-4 Tração Rio de Janeiro, 1977.
6. BASTIEN, P. Les facteurs metallurgiques de l'usinabilité des aciers. *Revue Traitement Thermique*. v.1, p.15-25, Jan/Fev 1963.
7. BASTIEN, Paul G. The mechanism of formation of banded structures. *Journal of the Iron and Steel Institute*. p.281-291 Dec. 1957.
8. BENSCOTER, Arlan O. Carbon and Alloy Steels. In: *Metals Handbook*, 9 ed., Ohio, American Society for Metals, 1985, p.165-179.
9. BRAMFITT, B.L. Solidification Structures of steel In: *Metals Handbook* 9 ed. Ohio, American Society for Metals, 1965, p. 623-626.
10. CAMPOS FILHO, Maurício Prestes de; DAVIES, G.J. *Solidificação e Fundição de Metais e suas Ligas*. São Paulo, Editora da Universidade de São Paulo, 1978.
11. CARVALHO E SILVA, Ubirajara de. *Técnicas e procedimentos na metalografia prática: preparação de corpos de prova para exames metalográficos*. São Bernardo do Campo, SP, Rossi, 1977.
12. CASTRO, R.; GUEUSSIER, A. La fragilité des aciers speciaux a l'etat brut de coulée. Influence des

impuretés. *Revue de Metallurgie*. p.135-148. Fev. 1960.

13. CATTIER, P.; DUBOIS, CH.; BLETON, J.; BASTIEN, P.
Contribution à l'étude de la structure de bandes dans l'acier forgé, influence conjuguée de la ségrégation mineure, de la migration du carbone et du traitement thermique. *Revue de Metallurgie*, v.50, n.4 p.275-290, 1953.
14. COX, Salmon P.H., CHARLES, J.A. Observations on the analysis and distribution of non-metallic inclusions in a Killed 0,2%C steel ingot. *Journal of the Iron and Steel Institute*. p. 863-872, Oct. 1963.
- 8 → 15. CRC HANDBOOK OF CHEMISTRY AND PHYSICS (1984). 64 Th ed. Boca Raton, Flórida, CRC Press, 1984.
16. DARKEN, L.S. Diffusion of Carbon in Austenite with a Discontinuity in Composition. New York, AIME Technical Publication n° 2443, p.1-9, sep. 1948.
17. DELORME, j.; MARTIN, P.; ROCQUES, C.; BASTIEN, P.
Étude de la structure en bandes dans l'acier forgé. Rôle des impuretés. Interaction entre le soufre et le manganèse. *Memoires Scientifiques Revue de Metallurgie*, v.58, n.6, p. 424-434, 1961.
18. FAZANO, C.A.T.V. *A prática metalográfica*. São Paulo, Hemus, Arlan, 1980.
- 9 → 19. GRANGE, R.A. Effect of microstructural banding in steel. *Metallurgical Transaction*. v.2, p.417-426, Feb. 1971.
20. HAOUR, G., KORNMANN, M. Structure en bandes les pièces forgées. *Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de Metallurgie*. p.955-963, Oct. 1980.
- 10 → 21. JAZTCAK, C.F.; GIRARDI, D.J.; ROWLAND, E.S. On banding in steel. *Transactions of the ASM*. v.48, p.279-305, 1956.
22. JOSEFSSON, A. On a special kind of redistributions of austenite obtained by intercritical annealing of ferrite-pearlite banded steel with a memory effect remaining after subsequent austenitizing. *Scandinavian Journal Metallurgy*. n.8, p.105-111, 1979.
- 11 → 23. KIRKALDY, J.S.; DESTINON-FORSTMANN, J. VON; BRIGHAM, R.J; Simulation of banding in steels. *Canadian Metallurgical Quartely*. v.1, p.59-81, 1962

- 12 { 24. KOHN, A. La Solidification des lingots en acier calmé. *Memoires Scientifiques Revue de Metallurgie*, v.60, n° 10, p. 712-727, 1963.
- 13 { 25. KOHN, A. Ségrégation dendritique et structure en bandes. *Revue de Métallurgie*. p.24-36, Jan. 1970.
26. LANIESSE, J.; PINEAU, A.; AUBERT, H. Influence de la structure de bandes ferrite-perlite sur la propagation des fissures de fatigue dans une tôle d'acier doux. *Les memories scientifiques de la Revue de metallurgie*, v.76, n°12, p.741-751, Dec. 1979.
27. LAVENDER, J.D.; JONES, F.W. An investigation on banding. *Journal of the Iron and Steel Institute*, p. 14-17, Sep. 1949.
28. LEGER, M.T., DETREZ, P. La diffusion dans les aciers moulés lors des traitements thermiques d'homogénéisation. *Revue de Metallurgie*. p.767-784 Sep.1965.
- 14 → 29. MARTIN, J.W., DOHERTY, R.D. *Stability of microstructure in metallic systems*. London, Cambridge University Press 1976.
30. MEI, Paulo Roberto; Silva André Luiz da Costa e Aços e ligas especiais 2ª ed. Sumaré, SP, Eletrometal S.A. 1988.
31. OHNO A. *Solidificação dos Metais*. Tradução de Pontes, P.S.; Cupini N.L. São Paulo, Livr. Ciência e Tecnologia 1988.
- 15 → 32. OPITZ, H.; AMMARELLER, S.; KOELZER, H. Heat treatment of steel for good machinability. In: *Metal Progress*, v.69, n.1, p.108-114, Jan. 1956.
33. PEDRAZA, A.J.; COUTINHO, C.A.B. *Solidificação e Tratamentos Térmicos dos Aços*. Belo Horizonte, Departamento de Engenharia Metalúrgica - Universidade Federal de Minas Gerais, 1978, 2v.
- 16 → 34. POKORNY, Annick; POKORNY, Jean. *De ferri metallographia*. Paris, Berger-Levrault, 1967. v.3.
35. ROQUES, C.; DUBOIS, C.; BASTIEN, P. Contribution à l'étude de la structure de bandes l'acier forgé: étude particulière du rôle du phosphore. *Revue de Metallurgie*, v.54, n.11, p.821-839, 1957.
36. SANZ, M.P. de Andrés. Posibilidades de obtner, por tratamiento térmico, una estructura libre de

bandas. Apresentado à IV Jornadas Metalúrgicas Hispano-Francesas, San Sebastian, 1970.

37. SCHWARTZBART, Harry. Effect of manganese banding on mechanical properties of heat treated steel plate in the thickness direction. *Transactions of the ASM.* v.44, p.845-852, 1952.
38. SEIBEL, G. Diffusion du soufre et du phosphore dans le fer à l'état solide. *Memoires Scientifiques Revue de Metallurgie.* v.61, n°6, p.414-436, Jan. 1964.
- 16 → 39. SMITH, T.B.; THOMAS, J.S.; GOODALL, R. Banding in 1,5% nickel-chromium-molybdenum steel. *Journal of the Iron and Steel Institute,* p.602-608, July 1963.
40. SOUZA, Sérgio Augusto de. *Ensaaios mecânicos de materiais metálicos: fundamentos teóricos e práticos.* 5.ed., São Paulo, Edgard Blucher, 1982.
41. TIBURCIO, E.E.; ROSSI, E.H.; GONZALEZ, B.N. Influência dos parâmetros de processo na formação de bandeamento em aço DIN 20Mn Cr5 In: *Congresso Anual da ABM,* 47. Belo Horizonte. Agosto 1992. Anais. São Paulo, ABM 1992, v.4, p.351-364.
42. WARD, R.G. Effect of annealing on the dendritic segregation of manganese in steel. *Journal of the Iron and Steel Institute.* p.930-932 Sep. 1965.
43. WINEGARD, W.C. Segregation. In: *An introduction to the solidification of metals* London, The Institute of Metals. cap.9, p.54-64 1964.
44. YIMING, X; WEIS, N.W.; DHIR A. A metallographic investigation of banding and diffusion of phosphorus in steels. *Microstructural Science,* Ohio (USA), The Internacional Metallographic Society and ASM Internacional, 1993, V.20, P. 457-470.

TESE
5547

Silva, Décio Cardoso da
Influência do tratamento de
homogeneização sobre o bandejamento
microestrutural em aços de constru-
ção mecânica

TESE
5547

Universidade de São Paulo
CAMPUS DE SÃO CARLOS
Escola de Engenharia de São Carlos

Biblioteca Central