

“Influência do Cobre na Ductilidade a Quente dos Aços”

Evandro Armini de Pauli

Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica

Mestrado em Engenharia Mecânica

Universidade Federal do Espírito Santo

Vitória, Fevereiro de 2001

**UNIVERSIDADE FEDERAL DO ESPÍRITO SANTO
CENTRO TECNOLÓGICO
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

**“INFLUÊNCIA DO COBRE NA
DUCTILIDADE A QUENTE DOS AÇOS”**

Evandro Armini de Pauli

COMISSÃO EXAMINADORA

Prof. Dr. Osvaldo Guilherme Cominelli - Orientador
Universidade Federal do Espírito Santo

Prof. Dr. Marcelo Camargo Severo de Macedo – Membro Interno
Universidade Federal do Espírito Santo

Dr. Ricardo Miranda Ale - Membro Externo
Gerencia de Pesquisa e Desenvolvimento de Processos – USIMINAS

MSc. Henrique Furtado – Convidado Especial
Companhia Siderúrgica de Tubarão

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Espírito Santo como requisito parcial para obtenção do grau de Mestre em Engenharia Mecânica.

Vitória (ES), 16 fevereiro 2001.

Pauli, Evandro Armini de, 1961

Influência do cobre na Ductilidade a Quente dos Aços. [Vitória] 2001

xviii, 90 p., 29,7 cm (UFES, M. Sc., Engenharia Mecânica, 2001)

Tese, Universidade Federal do Espírito Santo, PPGEM.

I. Materiais

I. PPGEM/UFES.....II.

Título

(série).....

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a meus pais, Olindino e Orlandina, por seu amor e pela minha vida. À minha esposa Vera Lúcia, a quem eu amo muito. Às minhas irmãs, Elizabeth, Margareth, Bernardeth, Ana Beatriz e Renata, pelo carinho. A meus “filhos”, Vanessa, Audifax e Débora, que nesta vida foram os que Deus me concedeu e a meus “netos”, Amanda e Guilherme, a quem o futuro pertence.

AGRADECIMENTOS

- À Universidade Federal do Espírito Santo, pela oportunidade.
- Ao professor orientador, Dr. Osvaldo Guilherme Cominelli, pelo tema e objetivo alcançado.
- Ao PPGEM, em especial à Prof^a Dr^a Maria Angela Loyola de Oliveira e ao Prof. Dr. Márcio Coelho de Mattos, por terem creditado este trabalho.
- Aos professores do PPGEM, em especial ao Prof. Dr. Cherlio Scandian, pela contribuição das informações concedidas.
- À Companhia Siderúrgica de Tubarão, pelo apoio no concerto e manutenção da máquina de teste de ductilidade a quente.
- À USIMINAS, pela oportunidade e patrocínio na reta final, em especial aos funcionários de seu Centro de Pesquisa e Desenvolvimento.
- Ao engenheiro da USIMINAS Alessandro Prenazzi, pela atenção.
- Ao técnico Carlos Alberto Zampieri e ao estagiário José Vieira Neto, do laboratório de Engenharia de Materiais da UFES, pelo apoio.
- Ao amigo Marcio Robinson Bittencourt e Silva, pela ajuda nas traduções.
- Aos colegas de mestrado, pelo incentivo.
- A todos que contribuíram direta ou indiretamente para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

LISTA DE ABREVIATURAS E/OU SIGLAS

RESUMO

ABSTRACT

1 - INTRODUÇÃO	19
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	21
2.2 - Lingotamento Contínuo e seu Impacto na Siderurgia	22
2.3 - Fundamentos e Princípios Básicos do Lingotamento Contínuo	25
2.4 - Relevância do Ensaio de Tração a Quente na Simulação do Processo de Lingotamento Contínuo	29
2.5 - Descrição da Curva de Ductilidade a Quente entre 700 e 1000°C	30
2.5.1 - Região de Baixa Ductilidade	31
2.5.2 - Região de Alta Ductilidade e Baixa Temperatura	39
2.5.3 - Região de Alta Ductilidade e Alta Temperatura	40
2.6 - Influência do Cobre na Ductilidade a Quente dos Aços	42
3 - TRABALHO EXPERIMENTAL	46
3.1 - Aços Utilizados e Fabricação dos Corpos de Prova	46
3.2 - Equipamento e Descrição do Teste de Tração a Quente	47
3.3 - Dilatometria e Análise Metalográfica dos Corpos de Prova	49
4 - RESULTADOS	51

4.1 - Ductilidade a Quente dos Aços Ensaaiados	50
4.1.1 - Baixa Temperatura de Resfriamento (curvas celeste e amarelo)	50
4.1.2 - Alta Taxa de Resfriamento (curvas vermelha e azul)	50
4.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura	52
4.2.1 - Aspectos das Superfícies de Fratura.....	52
4.2.2 - Precipitados de Cobre Presentes nas Amostras e Energia Dispersiva de Raios X	58
4.3 - Microscopia Óptica	66
4.3.1 - Estrutura Metalográfica e Filmes de Ferrita	66
4.3.2 - Tamanho de Grão e Trincas	69
5 - DISCUSSÃO	73
5.1 - Introdução	73
5.2 - Efeito da Taxa de Resfriamento	75
5.3 - Precipitação de Cobre	76
5.4 - Análise das Curvas de Ductilidade a Quente	77
5.5 - Comportamento Geral das Curvas de Ductilidade a Quente	79
5.6 - Confiabilidade dos Resultados	84
5.7 - Conclusões	84
6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	86
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	87

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1 -	Esquema da Máquina desenvolvida por Henry Bessemer, patenteada em 1857 [9]	23
Figura 2.2 -	Máquina de lingotamento contínuo de molde curvo em arco de círculo, onde a placa ainda não inteiramente solidificada é encurvada na zona de resfriamento secundário [12]	25
Figura 2.3 -	Cone formado no resfriamento da placa no lingotamento contínuo [13]	27
Figura 2.4 -	Diagrama esquemático da curva de ductilidade definindo as três regiões características da ductilidade a quente	31
Figura 2.5 -	Diagrama esquemático mostrando o mecanismo de fratura intergranular induzida [16]	32
Figura 2.6 -	Microestrutura do aço alto Alumínio testado a 800°C mostrando fratura intergranular associada com filme fino de ferrita no contorno de grão [24] ...	33
Figura 2.7 -	a) Trinca formada ao longo do filme de ferrita em aço com 0,19% de carbono, aquecido a 1300°C, resfriado até 650°C e testado com uma taxa de deformação de $3 \times 10^3 \text{s}^{-1}$ [23]. b) vista ampliada mostrando nucleação de microcavidades em inclusões	34
Figura 2.8 -	Zona livre de precipitados em volta do contorno de grão em aço contendo nióbio tracionado até 950°C; Os contornos de grão contem finos precipitados de Nb(C,N) e inclusões grosseiras de MnS [28]	36
Figura 2.9 -	Esquema ilustrativo mostrando coalescência de microcavidades intergranulares do aço com nióbio pela deformação em região austenítica de baixa temperatura a-c e região de fase dupla d-f [29]	36

Figura 2.10 - Esquema mostrando modelos de formação de cunha de trinca no contorno de grão deslizando (tipo w); As setas mostram a direção das deslocações no contorno e sentido da translação [31]	37
Figura 2.11 - Mecanismo de formação do vazio no contorno de grão (tipo r). Contorno: D profundidade, H altura e L comprimento da cavidade formada no escorregamento em contorno de grão [32]	37
Figura 2.12 - Superfície de fratura dúctil, típica de altas temperaturas [42]	41
Figura 2.13 - Curvas de ductilidade a quente para os aços com C-Mn-Al-Nb testados em atmosfera de argônio. Aço 1: baixo resíduo; aço 2: 0,25% de cobre e 0,25% de níquel; aço 3: 0,5% de cobre e aço 4: 0,5% de níquel [51]	44
Figura 2.14 - Partículas de sulfetos de cobre encontradas em aço contendo cobre fundido após teste em atmosfera oxidante [51]	44
Figura 3.1 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios	46
Figura 3.2 - Curva de aquecimento com resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$	47
Figura 3.3 - Curva de aquecimento com resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$	48
Figura 4.1 - Curvas de ductilidade a quente para os aços alto e baixo cobre com Ar_1 e Ar_3 obtidas nos ensaios de laboratório	52
Figura 4.2 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV30x	53
Figura 4.3 - Superfície de fratura mostrando fratura predominantemente intergranular - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 50% - MEV30x	54

Figura 4.4 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento de $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 62% - MEV30x	54
Figura 4.5 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 64% - MEV30x	55
Figura 4.6 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular no filme de ferrita, apresentando cavidades contendo inclusões no interior - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV1000x	55
Figura 4.7 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular (não é possível observar o filme de ferrita e as cavidades devido ao baixo aumento) - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 57% - MEV30x	56
Figura 4.8 - Superfície de Fratura mostrando fratura intergranular com cavidades no filme de ferrita - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de Teste 900°C - Redução de área 55% - MEV350x	56
Figura 4.9 - Superfície de fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 750°C - Redução de área 81% - MEV30x	57
Figura 4.10 - Superfície de fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 900°C - Redução de área 83% - MEV30x	57

Figura 4.11 - Superfície de fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 750°C - Redução de área 83% - MEV30x	58
Figura 4.12 - Superfície de Fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 750°C - Redução de área 83% - MEV30x	58
Figura 4.13 - Superfície de Fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,1% de cobre - Taxa Resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de Teste 800°C - Redução de Área 83% - MEV30x	59
Figura 4.14a - Borda Lateral mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 62% - MEV1000x	60
Figura 4.14b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.14a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 62% - MEV1000x	60
Figura 4.15a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x	61
Figura 4.15b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.15a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x	61

- Figura 4.16a - Borda Lateral mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x 62
- Figura 4.16b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.16a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x 62
- Figura 4.17a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV1000x 63
- Figura 4.17b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.17a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV1000x 63
- Figura 4.18a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x 64
- Figura 4.18b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.18a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x 64
- Figura 4.19a - Trinca Interna mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 83% - MEV500x 65

- Figura 4.19b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.19a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 83% - MEV500x 65
- Figura 4.20a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 57% - MEV1000x 66
- Figura 4.20b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.20a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,1% de cobre - Taxa Resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de Teste 850°C - Redução de área 57% - MEV1000x 66
- Figura 4.21 - Seção longitudinal mostrando filme de ferrita na superfície de fratura - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - ÓPTICO200x 67
- Figura 4.22 - Seção longitudinal mostrando filme de ferrita na superfície de fratura - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - ÓPTICO100x 68
- Figura 4.23 - Seção longitudinal mostrando fusão da superfície de fratura - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 900°C - Redução de área 89% - ÓPTICO50x 68
- Figura 4.24 - Seção longitudinal mostrando filme de ferrita contornando grão austenítico - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 50% - ÓPTICO100x 70

Figura 4.25 - Seção longitudinal mostrando fratura em contorno de grão austenítico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento 25°Cmin ⁻¹ - Temperatura de teste 875°C - Redução de área 44% - ÓPTICO200x	70
Figura 4.26 - Seção longitudinal mostrando trinca no contorno de grão austenítico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento 25°Cmin ⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - ÓPTICO50x	71
Figura 4.27 - Seção Longitudinal mostrando figura repetida de 4.19a para mostrar a localização do precipitado rico em cobre na matriz - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento 25°Cmin ⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 83% - ÓPTICO500x	71
Figura 4.28 - Seção longitudinal mostrando Trinca - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento 100°Cmin ⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 64% - ÓPTICO200x	72
Figura 4.29 - Seção longitudinal mostrando trinca - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento 100°Cmin ⁻¹ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 50% - ÓPTICO50x	72
Figura 5.1 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento 25°Cmin ⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV4000x	78
Figura 5.2 - Curvas de ductilidade a quente dos aços alto e baixo cobre com resfriamento a 25°Cmin ⁻¹	80
Figura 5.3 - Curvas de ductilidade a quente do aço baixo cobre com resfriamento a 25°Cmin ⁻¹ e 100°Cmin ⁻¹	81
Figura 5.4 - Curvas de ductilidade a quente dos aços alto e baixo cobre com resfriamento a 100°Cmin ⁻¹	82

Figura 5.5 - Curvas de ductilidade a quente do aço alto cobre com resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$
e $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ 83

LISTA DE ABREVIATURAS E/OU SIGLAS

ARBL - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

BD - Baixa Ductilidade

ADAT - Alta Ductilidade e Alta Temperatura

ADBT - Alta Ductilidade e Baixa Temperatura

A_{e3} - Temperatura de início de transformação da austenita para ferrita no resfriamento em condições de equilíbrio

A_{r1} - Temperatura final de transformação da austenita para ferrita no resfriamento

A_{r3} - Temperatura de início de transformação da austenita para ferrita no resfriamento

D_f - Diâmetro final

D_i - Diâmetro inicial

MEV - Microscópio Eletrônico de Varredura

PPGEM - Programa de Pós Graduação de Engenharia Mecânica

r - rounded (mantido do inglês)

RA - Redução de Área

UFES - Universidade Federal do Espírito Santo

USIMINAS - Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais

w - wedge (mantido do inglês)

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 - Composição química dos aços utilizados, em porcentagem	46
Tabela 3.2 - Resultados de dilatométrica dos materiais ensaiados fornecidos pelo Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da USIMINAS	49
Tabela 3.3 - Resultados dos valores de A_{r3} e A_{e3} dos materiais ensaiados obtidos pelos cálculos	50

RESUMO

A influência de adições de diferentes teores de Cu e a influência da velocidade de resfriamento na ductilidade a quente dos aços foram investigadas, na faixa de temperatura de 750 a 950°C e taxa de deformação de $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. O efeito do aumento do teor foi muito baixo para amostras testadas a alta velocidade de resfriamento. Amostras ensaiadas a baixa velocidade foram mais sensíveis à variação do teor de Cu, aquelas contendo alto cobre apresentando redução na ductilidade a quente. Foram encontradas fases segregadas ricas em cobre em todas as condições a menos de uma única, de baixo teor e alta taxa de resfriamento. Estas fases ricas, aparentemente, afetaram pouco ou nada a ductilidade a quente dos aços.

ABSTRACT

The influence of different additions of Cu and cooling rate on the hot ductility of steels have been examined, in the temperature range 750 a 950°C, at low strain rate of $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. The effect of increasing Cu level has been found negligible to samples tested at high cooling rate. Samples tested to low cooling rate were more sensible to the Cu level variation, those having high Cu showing impairment in the hot ductility. Cu rich phases have been found in all testing conditions apart from a single one of low Cu and fast cooling rate where no Cu rich phases have been found. Those Cu rich phases apparently have little or no effect on the hot ductility of steels investigated.

1 - INTRODUÇÃO

Uma tendência constante no avanço tecnológico industrial e, especialmente nas plantas siderúrgicas, é o desenvolvimento de novos materiais e ligas.

A atividade siderúrgica é complexa e intensiva em energia. A maturação de seus investimentos é lenta e sofre concorrência crescente de outros materiais (polímeros e outros metais). A adequação do material ao uso deve ser obtida a custo mínimo e sua seleção para uma dada aplicação deve ser um processo iterativo.

O lingotamento contínuo insere-se nesse contexto, já que é um dos principais itens de evolução que promovem a melhoria e o aprimoramento do processo e da qualidade do produto.

Os investimentos necessários podem ser justificados mesmo em épocas de crise econômica, uma vez que se consegue aumentar a produtividade, melhorar desempenho operacional e diminuir os custos de fabricação, trazendo significativos ganhos na relação custo/benefício. Tais aperfeiçoamentos podem vir a ser decisivos para garantir a competitividade de uma usina.

O lingotamento contínuo é um processo que requer operação uniforme, confiável, previsível, consistente e independente, na medida do possível, de falhas humanas. A complexidade da interação entre as variáveis de processo, as dimensões e forma dos produtos, suas propriedades mecânicas e os limites operacionais, fazem com que uma boa combinação entre esses fatores seja de fato conseguida quando os fenômenos de natureza térmica e metalúrgica envolvidos são conhecidos e previsíveis.

As propriedades mecânicas dos produtos são determinadas pela sua composição química e pela evolução microestrutural que ocorre durante o processo de lingotamento

contínuo. Estas propriedades, bem como as dimensões e a forma dos esboços lingotados, dependem das variáveis de processo, tais como: temperatura de lingotamento, taxas de resfriamento, velocidade de deformação e características do equipamento.

Dentre as propriedades que podem ser especificadas para um aço ou liga, além das dimensões e tolerâncias, podemos citar composição química, propriedades mecânicas, tamanho do grão, temperabilidade, nível de inclusões, resistência ao impacto e propriedades físicas.

O complexo balanço entre estas propriedades e o desejo crescente de aproveitá-las ao máximo, assim como a variedade de modos de atingi-las, recomenda que cada aplicação de maior importância seja discutida antecipadamente com o fabricante do aço, que deve poder aconselhar sobre as melhores condições de emprego e processamento.

No presente trabalho, avaliam-se os efeitos do teor de cobre e taxa de resfriamento sobre a ductilidade a quente de dois aços. Estas variáveis foram escolhidas de forma a permitir uma simulação de alguns parâmetros do processo de lingotamento contínuo.

Os principais parâmetros que influenciam a ductilidade a quente dos aços, utilizando o ensaio de tração à temperatura elevada, são a composição química, a temperatura de ensaio e as taxas de resfriamento e deformação.

A queda de ductilidade, na faixa de temperatura dos ensaios, está relacionada com a formação de um filme fino de ferrita induzido por deformação [1 e 2]. A medida que a temperatura de ensaio é reduzida ocorre um aumento da fração volumétrica de ferrita, levando a valores mais altos de redução de área (RA) do ensaio. Outro fenômeno que influencia negativamente a ductilidade a quente de aços é a precipitação de fases finamente dispersas no contorno de grão, reduzindo o espaçamento entre os precipitados e facilitando o coalescimento de microcavidades, resultando a propagação da fratura intergranular [3].

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

Muitos dos avanços na tecnologia dos aços, que foram baseados, em sua maioria, na compreensão da correlação entre propriedades e microestrutura, foram obtidos nos últimos anos.

Inicialmente, o carbono era o principal elemento de liga e o projeto de estruturas era baseado no limite de ruptura. Apesar do baixo custo, a tenacidade e a soldabilidade eram baixas.

A soldagem exigiu a redução do teor de carbono. Para manter a resistência, o teor de manganês foi aumentado.

A importância da tenacidade foi reconhecida devido à falhas catastróficas de estruturas soldadas. Os critérios de projeto passaram a dar mais importância ao limite de escoamento [4]. A importância do tamanho do grão na resistência e tenacidade [4] foi reconhecida.

Através de endurecimento por precipitação (Carbonetos de vanádio, nióbio e titânio), aumentos adicionais do limite de escoamento passaram a ser obtidos nos aços de grão fino. Com isto, o reconhecimento da importância do tamanho de grão na resistência e na tenacidade levou à pesquisa de meios de se obter grãos cada vez mais finos.

Um processo que permita obter, durante a laminação, austenita de grão fino e, eventualmente, encruada, favorece, naturalmente, a nucleação de ferrita no resfriamento e resulta em microestruturas de grãos extremamente finos [4]. Para se atingir estas condições, são necessários tratamentos termomecânicos em que deformações significativas são realizadas em temperaturas inferiores à temperatura de recristalização do material.

Devido à baixa temperatura de recristalização para os aços C-Mn, isto só é possível com laminadores de alta potência [5], pois o final da laminação deve ser a baixas temperaturas. Uma alternativa é o uso de elementos microligantes, como o nióbio que, dissolvidos na austenita ou precipitados como carbonetos, aumentam a temperatura de recristalização e retardam o crescimento do grão austenítico [4 e 6]. Tais tratamentos termomecânicos permitem o aproveitamento máximo dos elementos de liga/microliga e, corretamente empregados, conduzem a boas combinações de propriedades mecânicas e tecnológicas.

O que se procura, são mecanismos capazes de conduzir a maior refino de grão, já que isto conduz, simultaneamente, ao aumento da tenacidade e do limite de escoamento [4]; melhoria da soldabilidade, através de redução do carbono equivalente e controle da evolução da microestrutura da zona afetada pelo calor [7]; melhoria da tenacidade e conformabilidade pela busca da isotropia da ductilidade [4].

2.2 - Lingotamento Contínuo e seu Impacto na Siderurgia

As primeiras idéias do processo de lingotamento contínuo surgiram em meados do século XIX, como atestam a seqüência de patentes registradas desde 1840 [8], quando a primeira máquina de lingotamento contínuo para fabricação de tubos de chumbo foi registrada, sendo instalada em 1843 utilizando um molde oscilante para não haver aderência do metal.

A primeira máquina a lingotar aço (em 1857) foi construída por Bessemer utilizando rolos como molde (Figura 2.1). No entanto, a introdução em escala industrial do processo só foi possível após a II Guerra Mundial.

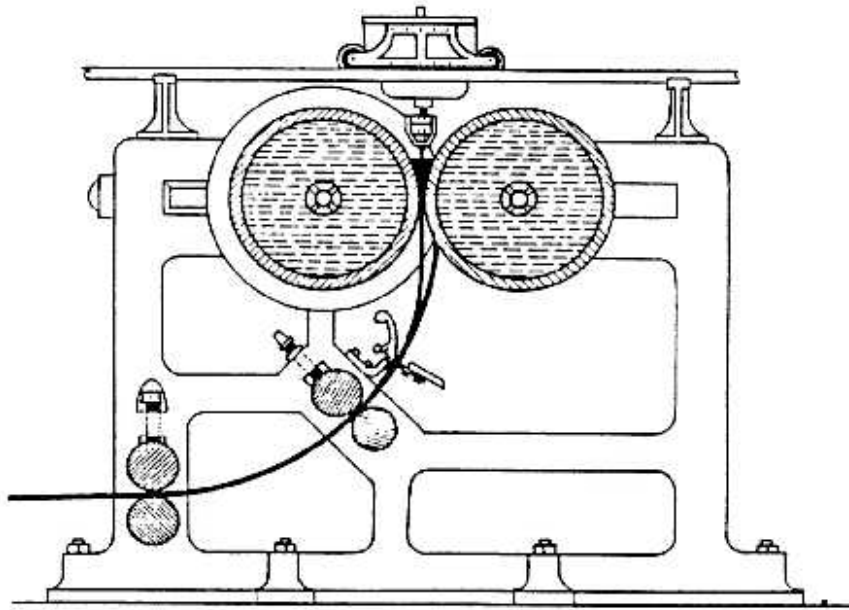


Figura 2.1 - Esquema da máquina desenvolvida por Henry Bessemer, patenteada em 1857 [9].

Em 1889 foi construído a máquina de molde vertical com resfriamento secundário retirando os rolos. Uma máquina de lingotamento semi-contínuo foi construída em 1890 [10].

A partir de 1915 foi introduzido o controle do processo através da automação e, em 1921, máquina de lingotamento contínuo vertical com molde oscilante sinuoso.

A primeira máquina vertical com curvamento e endireitamento na horizontal e, subsequente corte da placa, foi introduzida em 1957. Em 1963, a máquina de lingotamento contínuo com encurvamento e tração utilizando rolos extratores, ou seja, máquina de molde curvo [10].

Somente na década de 70, o lingotamento contínuo recebeu aceitação generalizada.

Fornecendo diretamente produtos semi-acabados (tarugos ou placas), o lingotamento contínuo permitiu uma redução apreciável dos investimentos, do espaço necessário e dos custos de fabricação, pois são eliminadas as lingoteiras, o estripador, os fornos-poço, o desbastador, e vários outros equipamentos secundários.

Em 1965, existiam 120 linhas de lingotamento contínuo em operação ou em construção. Até o momento, as instalações de ligotamento contínuo tem capacidade para corridas de até 420 t como, por exemplo, a usina da Thyssen - Alemanha [10].

Além de economia de trabalho e energia, outra grande vantagem do lingotamento contínuo é a ausência de rechupe de solidificação, o que permite aumentar o rendimento da corrida em 8-10%. No processamento convencional, uma tonelada de aço líquido produz de 800 a 860 kg de semi-acabados, o restante sendo perdido sob forma de pontas de laminação ou de carepa. Nas máquinas de lingotamento contínuo, para a mesma tonelada, obtém-se 940 a 980 kg de produtos intermediários [11]. O material tem elevado grau de homogeneidade e distribuição extremamente fina das inclusões, como resultado da segregação reduzida.

Os tarugos lingotados continuamente têm todas as características do aço moldado, porém, a segregação é muito menor. Devido à sua estrutura de peça fundida, os produtos deverão ser laminados ou forjados antes de sua utilização. Em geral, esta redução é, pelo menos, 6:1.

Os tarugos e placas lingotados continuamente necessitam de pouco acondicionamento para prepará-los para laminação, têm excelentes regularidades de forma e estão livres de dobras ou costuras, que são defeitos causados pela laminação convencional.

Pela redução das instalações permanentes com fornos-poço e laminador desbastador, além da diminuição dos custos de transporte interno e do melhor rendimento no lingotamento contínuo, há uma redução nos custos de fabricação, da ordem de 10%, nos transportes internos de 35% e nos custos de materiais de cerca de 5%, ao comparar-se àquele, com o vazamento convencional em lingoteiras e emprego de desbastador [11].

2.3 - Fundamentos e Princípios Básicos do Lingotamento Contínuo

Basicamente, uma instalação de lingotamento contínuo de aço é constituída de uma fonte para produzir o metal líquido (convertedor ou forno elétrico), painéis de vazamento que transportam o aço à instalação de lingotamento, panela intermediária ou calha de distribuição, o molde de cobre eletrolítico, resfriado a água, para formação da pele de solidificação inicial, a zona de resfriamento secundário, por meio de jatos de água para complementar a solidificação, rolos extratores e guias, com velocidades regulável, para a movimentação da barra produzida e dispositivos para o corte das barras e o transporte das peças cortadas [11] (Figura 2.2).

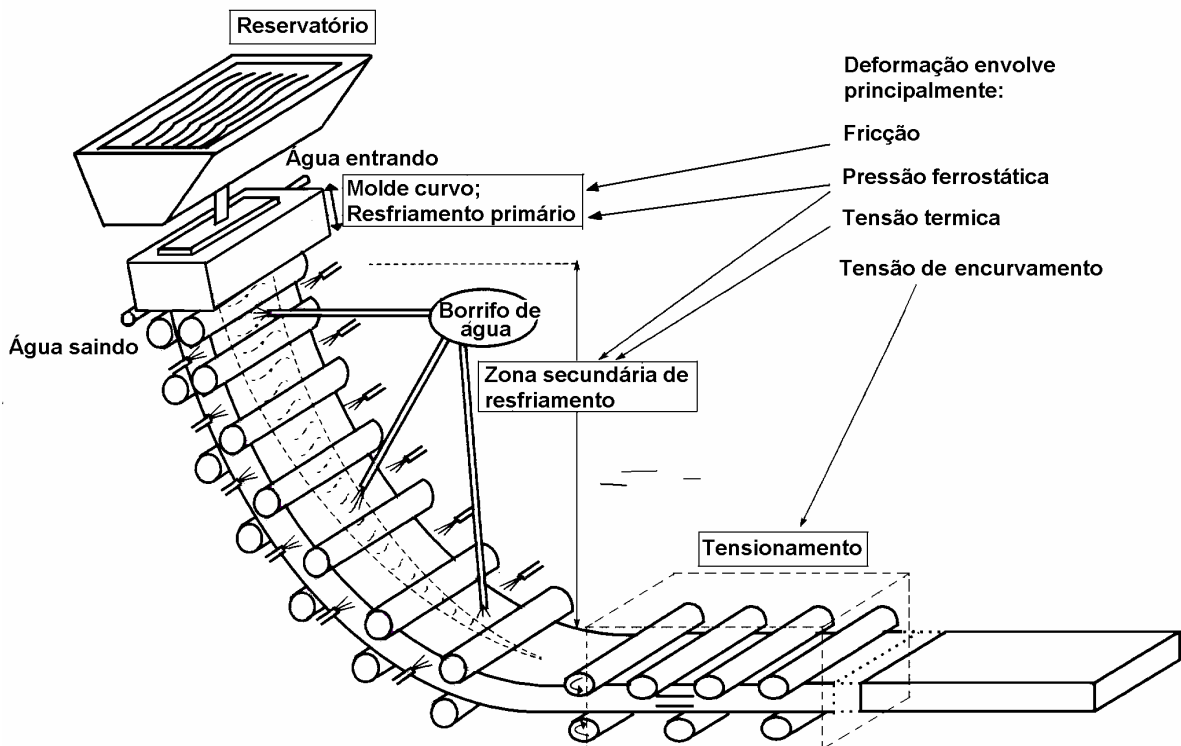


Figura 2.2 - Máquina de lingotamento contínuo de molde curvo em arco de círculo, onde a placa ainda não inteiramente solidificada é encurvada na zona de resfriamento secundário [12].

As máquinas de lingotamento contínuo devem ser localizadas o mais perto possível da aciaria, a fim de evitar perdas de calor. O tempo de trajeto é da ordem de 6 a 10 minutos, o que não representa perda de mais de 10°C na temperatura.

O aço é transferido para uma calha de distribuição, seja em vazamento pelo fundo em panelas convencionais, ou basculando-se a panela dotada de “bico de chaleira”. A calha intermediária serve para manter um determinado volume de aço líquido, a fim de alimentar o molde com uma pressão ferrostática constante e permite controlar a vazão do aço para o molde, através do conjunto de tampão e válvula nela instalado.

A calha distribuidora é uma caixa revestida de refratário, projetada para fornecer uma corrente de metal líquido à baixa velocidade, isenta de escória e exatamente posicionada sobre o molde. O tamanho e número de jatos de metal dependerão do tamanho da seção a fabricar. Uma única corrente de volume relativamente grande, criaria turbulência excessiva na cratera de metal semi-solidificado e poderia até causar um rompimento da casca.

É necessário uma atmosfera protetora entre a panela intermediária e o molde, para reduzir o quanto possível a oxidação, que é particularmente desfavorável no caso de aços ao cromo.

A lingoteira é fabricada de cobre ou suas ligas. Nos preparativos para o lingotamento, uma barra falsa é inserida na máquina, desde os rolos extratores até o interior do molde. A barra falsa funciona como assento de lingoteira e serve de apoio para o metal que se solidifica inicialmente.

Enquanto que, no caso de latão ou ligas de cobre, a zona líquida não ultrapassa a parte inferior do molde, no caso de lingotamento contínuo de aço, a poça de metal líquido forma um cone bastante alongado, devido à fraca condutibilidade do aço (Figura 2.3). Por isso os roletes de extração da barra devem estar suficientemente distantes do molde, para evitar o perigo de fendas pelo esmagamento da camada sólida. Esta distância é de ordem de 8 a 11

metros [11], sendo preferível usar-se vários pares de rolos, a fim de reduzir-se a pressão contra a placa.

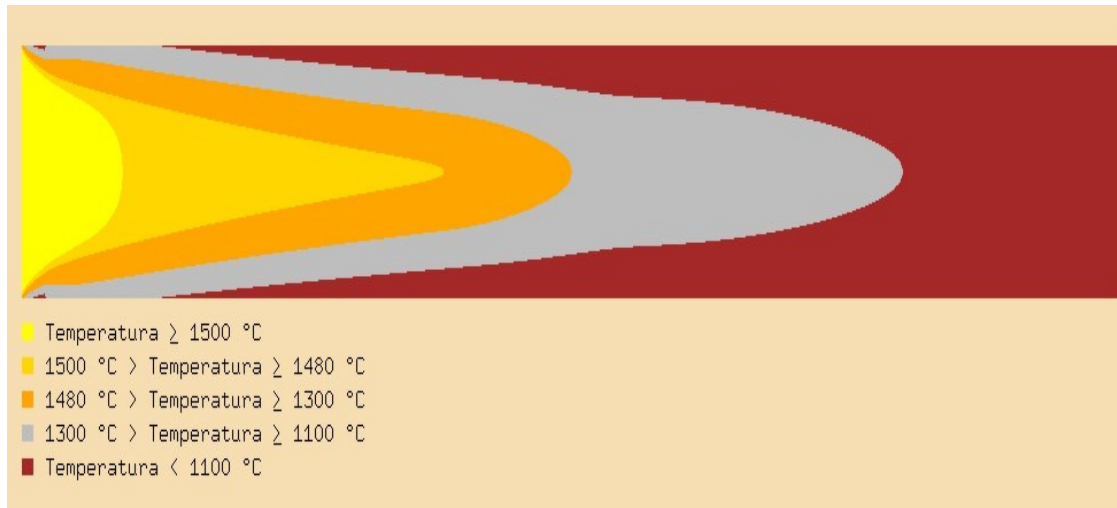


Figura 2.3 - Cone formado no resfriamento da placa no lingotamento contínuo [13].

O comprimento da zona de corte é resultado do produto de tempo de seccionamento pela velocidade de descida da placa, com um coeficiente de segurança de pelo menos 50% [11].

Muito embora nas indústrias de cobre e alumínio existam máquinas horizontais, em siderurgia, quase exclusivamente encontram-se instalações verticais. Estas são munidas de lingoteiras cilíndricas ou prismáticas, resfriadas a água.

Durante a passagem do metal pela lingoteira, solidifica-se uma crosta periférica e o núcleo permanece ainda líquido. Este núcleo é levado à solidificação depois de deixar a lingoteira, pela pulverização de água diretamente contra a placa. A velocidade de produção é controlada pela velocidade dos roletes extratores.

O comprimento do molde deve ser suficiente para que a casca solidificada tenha resistência própria, bastante para não romper-se ou inchar demasiado, devido à pressão

ferrostática da zona líquida central, ao emergir a placa da parte inferior do molde. Um comprimento de 500 a 800 mm é o comum para a grande maioria das instalações.

Para reduzir a tendência do aço de agarrar à parede do molde, foi desenvolvido o estripamento negativo (negative strip) em que o molde tem um movimento descendente ainda mais rápido que a peça, o que causa um ligeiro esforço de compressão na casca e, assim, permite que quaisquer rupturas incipientes sejam novamente unidas antes da placa emergir do molde.

A lubrificação durante o lingotamento é feita pela injeção automática de pequenas quantidades de um óleo adequado e perto da borda superior do molde. O óleo de colza é preferido porque queima sem deixar resíduo e não contribui para contaminação ou absorção de gás pela superfície da peça. O óleo diminui o atrito entre a parede do molde e a superfície do tarugo lingotado, ajudando no deslocamento durante o movimento oscilatório.

Ao deixar o molde, a placa consiste de uma casca sólida e um núcleo fluido. A zona de resfriamento secundário tem 3 a 12 metros de comprimento [11], conforme a seção produzida e sua função é solidificar completamente a peça, sem haver tensões ou deformações excessivas. A placa é guiada por uma série de rolos de apoio, que suportam a parte solidificada e evitam distorções ou inchamento. Chuveiros de água, colocados entre os rolos, permitem orientar e controlar o seu resfriamento. Depois de deixar a zona de resfriamento secundário, a remoção de calor só se faz pela irradiação e, portanto, a uma velocidade bem menor. A peça passa entre pares de roletes extratores que controlam a velocidade de toda a operação e que suportam o peso da coluna metálica lingotada. Depois, é cortada pelos maçaricos nos comprimentos desejados.

2.4 - Relevância do Ensaio de Tração a Quente na Simulação do Processo de Lingotamento Contínuo

O teste que melhor simula o endireitamento da placa durante a operação do lingotamento contínuo, é o teste de dobramento a quente. Contudo, devido ao problema da interpretação de trincas superficiais produzidas no teste, raramente é usado [14 e 15].

Um outro método mais recente é a compressão a quente de uma amostra fixada entre flanges. A ductilidade a quente, neste caso, é medida pela tensão referente ao aparecimento da primeira trinca [16].

O teste de torção, também tem sido usado, mas a grande tensão associada ao método e a dificuldade de interpretação da aparência da fratura, mostra falhas em sua utilização.

De todos testes de laboratório, um dos mais utilizados para o estudo da ductilidade a quente é o teste de tração a quente. O teste de tração é amplamente utilizado para obtenção de informações básicas sobre a resistência de materiais e como um teste de controle de especificações.

Num teste de tração convencional a temperatura ambiente[17 e 18], um corpo de prova é submetido a uma força trativa uniaxial, enquanto são feitas observações simultâneas de seu alongamento. Uma curva de tensão-deformação é construída a partir de medidas da carga e do alongamento.

A forma e a magnitude de uma curva tensão-deformação de um metal dependerá de sua composição, história anterior da deformação plástica e da taxa de deformação, temperatura e estado de tensões impostas durante o teste.

Os parâmetros que são usados para descrever a curva tensão deformação de um metal são a resistência à tração, a tensão limite de escoamento, o alongamento percentual e a redução de área. Os dois primeiros são parâmetros de resistência, e os dois últimos são uma indicação da ductilidade que é de interesse neste trabalho.

No teste de tração a quente, amostras são usualmente aquecidas a uma temperatura acima da temperatura de dissolução dos precipitados dos aços microligados, para dissolver e produzir grãos austeníticos de tamanho grande, típico da condição de fundido do aço. Em seguida, são submetidas a uma taxa de resfriamento ($\sim 60\text{Cmin}^{-1}$) numa simulação da operação de lingotamento contínuo. A amostra é então tracionada a uma taxa de deformação entre 10^{-3} a 10^{-4} s^{-1} [19 e 14], também característica do lingotamento contínuo.

Alguns pesquisadores [20 e 21] usaram o alongamento total até a fratura como medida da ductilidade a quente. Isto pode fornecer informações úteis considerando o papel desempenhado pela recristalização dinâmica, influenciando a ductilidade [22]. A maioria das investigações tem usado a redução de área na fratura como medida mais adequada para se avaliar a deformação necessária para produzir a fratura. Esta medida tem a vantagem de ser independente da geometria da fratura da amostra e será utilizada neste trabalho.

2.5 - Descrição da Curva de Ductilidade a Quente entre 700 e 1000°C

Consideraremos a curva de ductilidade a quente como sendo formada por três regiões, mostradas esquematicamente na Figura 2.4.

Região de Baixa Ductilidade (BD)

Região de Alta Ductilidade e Baixa Temperatura (ADBT)

Região de Alta Ductilidade e Alta Temperatura (ADAT)

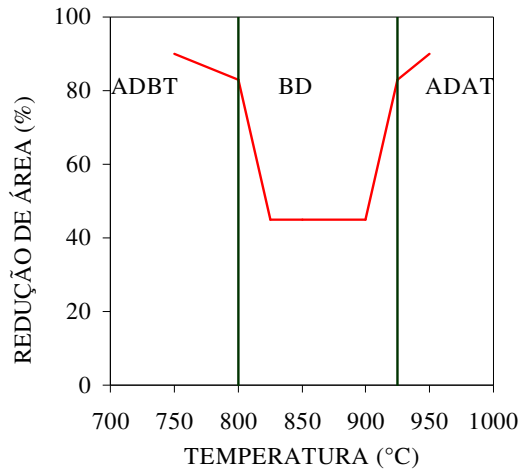


Figura 2.4 - Diagrama esquemático da curva de ductilidade definindo as três regiões características da ductilidade a quente.

2.5.1 - Região de Baixa Ductilidade

As regiões de baixa ductilidade estão sempre associadas com fratura intergranular, apresentando na fratura uma superfície coberta de microcavidades ou lisa, sugerindo dois mecanismos distintos. No primeiro caso, os vazios iniciam-se próximo ao contorno de grão, devido a deformação preferencial nos precipitados, ou inclusões presentes nessa região. No segundo caso o deslizamento dos contornos de grão da fase única de austenita, seguido de geração de trinca no ponto triplo, aparenta ser o mecanismo mais viável. Cada um deles são comentados a seguir:

1 - Fragilização por concentração de tensão e coalescimento de microcavidades no contorno de grão.

Existem duas peculiaridades microestruturais que podem estar presentes no contorno de grão e levar a concentração de tensão nesta região: Filme fino de ferrita e Zona livre de precipitados.

a) Filme Fino de ferrita

Fatras intergranulares podem ocorrer num estágio da transformação de austenita para ferrita quando um filme fino de ferrita (~5-20 μm de espessura) formar-se ao redor dos grãos de austenita (Figura 2.5).

A relativa facilidade de recuperação dinâmica da ferrita permite que, esta fase apresente baixa tensão de escoamento comparada com a austenita e, daí, a razão da concentração de tensão no filme de ferrita. Isso acaba na formação de cavidades, geralmente em inclusões de MnS situadas nos contornos de grão de austenita. Recentes trabalhos [23 e 24], mostraram claramente que este filme de ferrita é induzido por deformação.

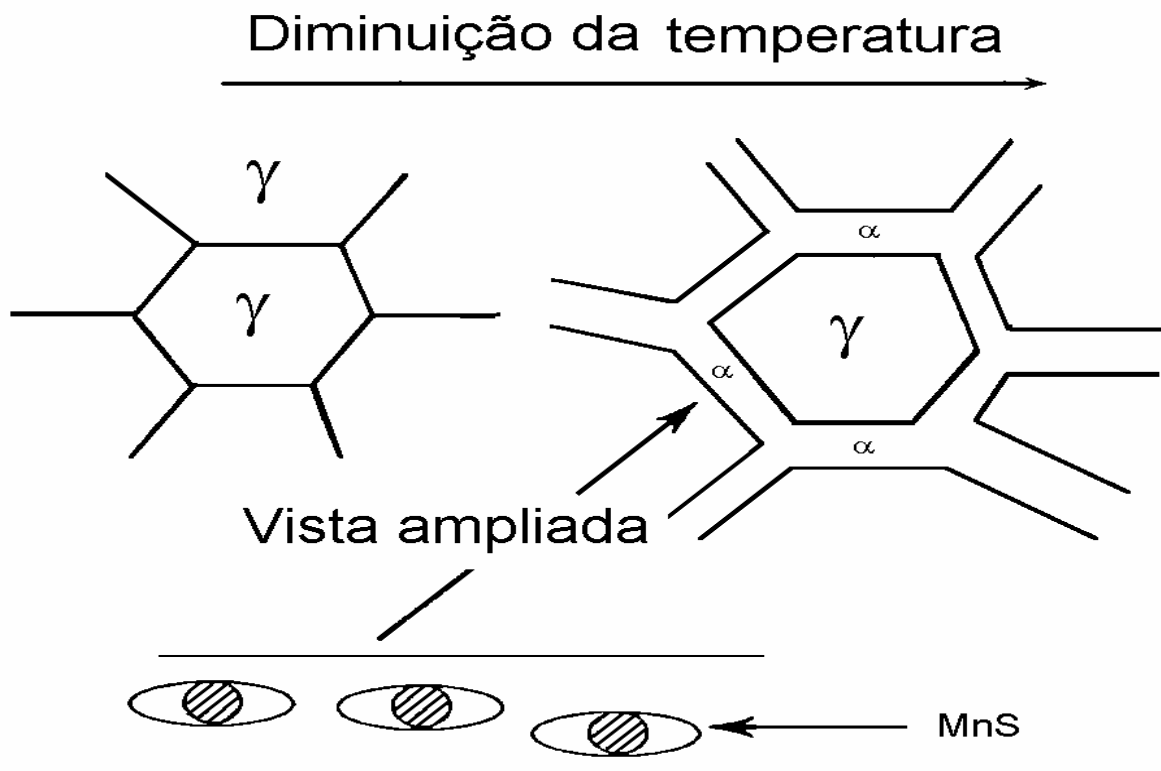


Figura 2.5 - Diagrama esquemático mostrando o mecanismo para transformação de fratura intergranular induzida [16].

Ferrita induzida por deformação pode ser formada em temperaturas acima da temperatura A_{r3} (à temperatura de início da transformação a uma taxa constante de resfriamento) e, freqüentemente, em temperaturas altas como A_{e3} [23 e 24] (Figura 2.6). Abaixo da temperatura A_{e3} , a espessura da ferrita não muda significativamente até a temperatura A_{r3} [23 e 24]. Reações posteriores na temperatura de teste, rapidamente engrossam o filme de ferrita e a ductilidade recupera-se completamente quando aproximadamente 50% de ferrita está presente antes da tração.



Figura 2.6 - Microestrutura do aço alto Alumínio testado a 800°C mostrando fratura intergranular associada com filme fino de ferrita no contorno de grão [24].

Várias explicações foram propostas para o efeito da aceleração da deformação na taxa de nucleação da ferrita: (a) A deformação causa migração local dos contornos de grãos gerando protuberâncias nos contornos da austenita que atuam como nucleadores [25]; (b) subgrãos são formados perto dos contornos que aumentam a energia localizadamente [26]; e (c) o aumento da densidade das discordâncias na austenita deformada aumenta a energia de deformação favorecendo, desta forma, a nucleação de ferrita [27].

Embora a ferrita induzida por deformação possa se formar no teste de ductilidade a quente, não foi ainda possível confirmar sua presença in situ (lingotamento contínuo), onde a deformação durante o endireitamento é muito baixa (~2%).

Poderia ser mencionado que as trincas em forma de cunha estão sempre presentes na interface entre os contornos de grão de austenita primária e filme de ferrita (Figura 2.7) [23]. Estes filmes são formados presumivelmente por cisalhamento dos grãos de austenita ao longo das faixas mais finas de ferrita, ao invés de ser pôr deslizamento convencional dos contornos de grãos [16].

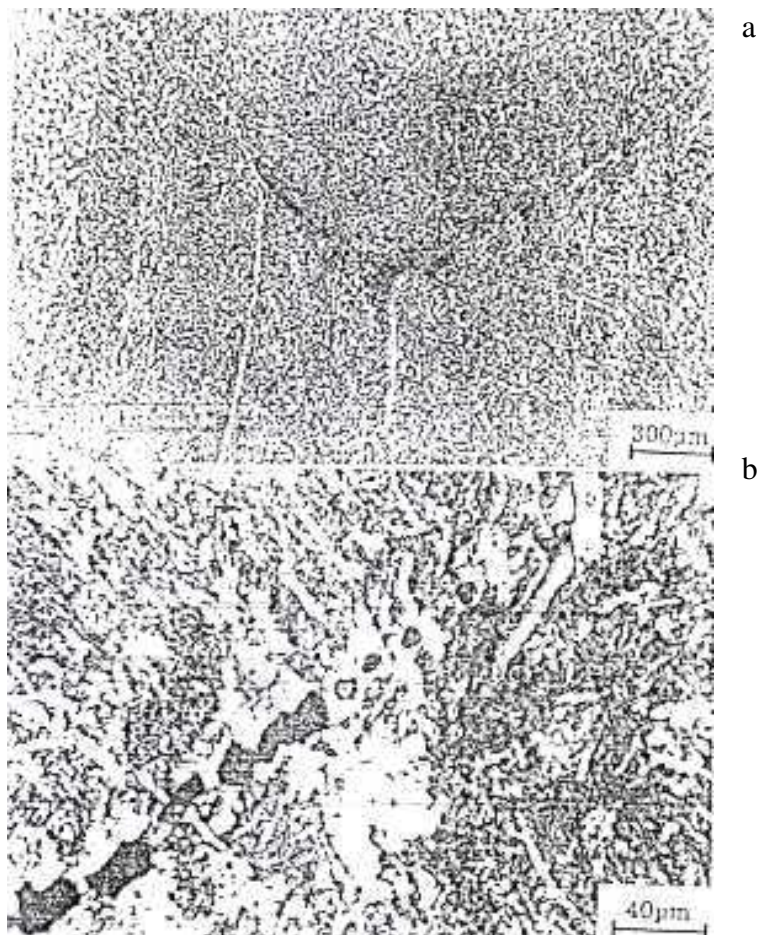


Figura 2.7 - a) Trinca formada ao longo do filme de ferrita em aço com 0,19% de carbono, aquecido a 1300°C resfriado até 650°C e testado com uma taxa de deformação de $3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ [23]. b) vista ampliada mostrando nucleação de microcavidades em inclusões.

b) Zona livre de precipitados

A precipitação nos contornos de grão, que geralmente ocorre, é freqüentemente acompanhada pela formação de zonas livres de precipitados relativamente fracas, em ambos os lados dos contornos (500nm de extensão) (Figura 2.8) [28]. A precipitação fina na matriz pode também ocorrer, levando a um significativo endurecimento. A situação é então similar aos filmes finos de ferrita induzidos por deformação e fraturas devido à coalescimento de microvaidades são freqüentemente observadas. Neste caso, entretanto, a formação de vazios acontece nos precipitados microligantes (Nb(C, N), e AlN quando nióbio e alumínio estão presentes). Este processo de fratura é mostrado esquematicamente na Figura 2.9 [29].

2 - Escorregamento do contorno de grão.

O escorregamento do contorno de grão seguido por um trincamento é visto na austenita e não na ferrita, porque a recuperação dinâmica na primeira é pequena. Isto aumenta a tensão de escoamento e o encruamento. Em conseqüência, a tensão é concentrada em pontos triplos ou em partículas do contorno de grão, levando neste sentido, a trincas intergranulares.

Este mecanismo de ruptura é usualmente associado ao processo de fluência que ocorre em faixas de deformação tipicamente abaixo de 10^{-4}s^{-1} . No entanto, as fraturas iniciadas pelo deslizamento do contorno de grão são freqüentemente encontradas em taxas de deformação usadas geralmente em teste de tração a quente (10^{-3}s^{-1}). Além do mais, Ouchi e Matsumoto [30] têm observado deslizamento do contorno de grão a taxas de deformação tão altas quanto 10^{-1}s^{-1} num aço contendo 0,054% Nb tensionados a uma temperatura de 900°C. Portanto, muito pode ser usado da teoria de fluência, no estudo da ductilidade a quente.

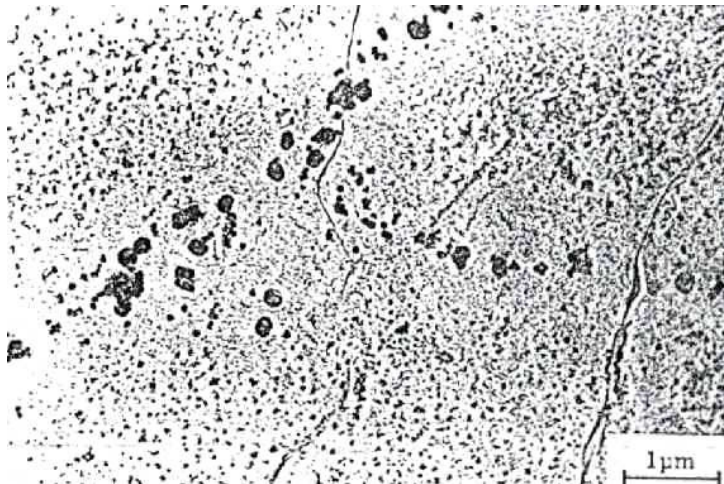


Figura 2.8 - Zona livre de precipitados em volta do contorno de grão em aço contendo nióbio tracionado até rompimento a 950°C; Os contornos de grão contêm finos precipitados de Nb(C,N) e inclusões grosseiras de MnS [28].

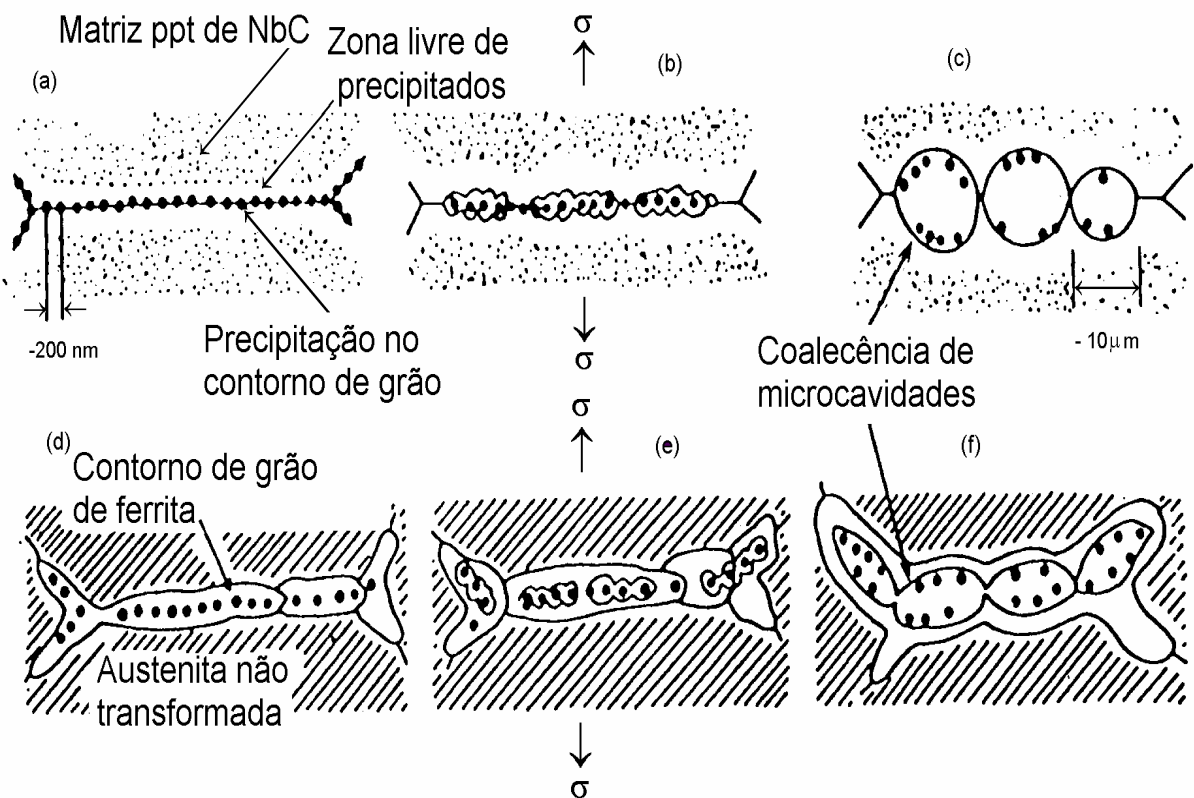


Figura 2.9 - Esquema ilustrativo mostrando coalescência de microcavidades intergranulares do aço com nióbio pela deformação em região austenítica de baixa temperatura a-c e região de fase dupla d-f [29].

Defeitos intergranulares, na deformação a quente, têm sido classificados como contornos de grão ou tipo r (r para rounded) ou aresta de grão ou tipo w (w para wedge). Por conveniência, serão mantidas as nomenclaturas originais do inglês. Ambos os tipos de trincas são observados em amostra tensionadas na faixa de deformação 10^{-3} - 10^{-4} s $^{-1}$, e ambos requerem deslizamento do contorno de grão para sua nucleação. Os modelos propostos para a formação de tipos de trinca w e r são ilustrados na Figuras 2.10 [31] e 2.11 [32], respectivamente. No caso das trincas tipo r, as saliências produzidas pelo afloramento de bandas de deslizamento nos contornos de grão levam a formação de cavidades a medida que acontece o escorregamento do contorno de grão.

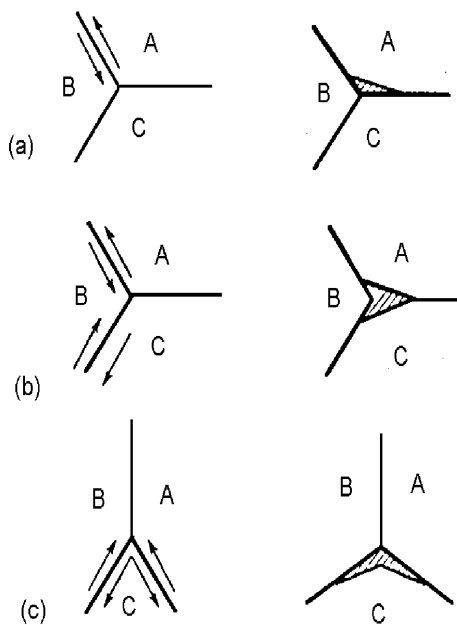


Figura 2.10 - Esquema mostrando modelos de formação de cunha de trinca no contorno de grão deslizante (tipo w); As setas mostram a direção das deslocações no contorno e sentido da translação [31].

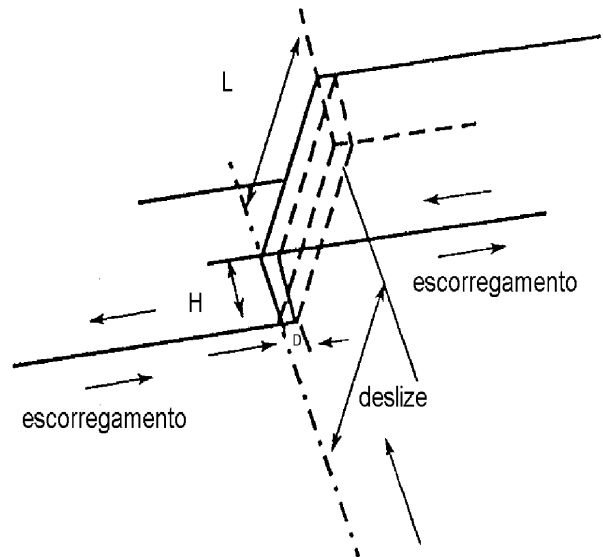


Figura 2.11 - Mecanismo de formação do vazio no contorno de grão (tipo r). Contorno: D profundidade, H altura e L comprimento da cavidade formada pelo escorregamento em contorno de grão [32].

Os modelos acima indicam que falhas intergranulares podem ocorrer sem a presença de partículas nos contornos. Não obstante, Grant e colaboradores [33 e 34] demonstraram experimentalmente que a cavidade ou formação de trincas pelo escorregamento dos contornos de grão em fluência progridem mais facilmente na presença de partículas no contorno de grão. Em aços, há invariavelmente sulfetos, óxidos, nitretos e/ou carbeto nos contornos que irão agir como concentradores de tensão e favorecer a formação de trincas.

Se a concentração de tensão nessas partículas do contorno de grão é produzida apenas pelo escorregamento de contorno de grão [16], a distância do deslocamento corresponde ao espaçamento entre as partículas, como conseqüência, grandes tensões são requeridas para fratura das partículas ou separação da partícula da matriz. Entretanto, para o caso de deslizamento intragranular, as bandas de deslizamento atingindo uma partícula no contorno de grão, tensões bem menores são requeridas para fratura.

Deve ser notado que, as tensões críticas necessárias para nucleação da cavidade tipo r são muito menores do que as tensões necessárias para a nucleação da cavidade tipo w, conseqüentemente, o anterior, é favorecido na condição de baixa tensão e alta temperatura dos testes de fluência ou taxa de deformação para ductilidade a quente.

Muitos mecanismos foram propostos para descrever o crescimento da cavidade tipo r, e eles podem ser classificados tanto por crescimento de cavidades por mecanismo de deformação ou crescimento de cavidade por mecanismo de difusão por vacância. O assunto é complexo, e é detalhadamente abordado por Evans [35].

Finalmente, é de grande valia observar que, devido a grande importância do escorregamento do contorno de grão na fratura intergranular na região austenítica, a ductilidade, pode na verdade, diminuir com o aumento da temperatura [36].

2.5.2 - Região de Alta Ductilidade e Baixa Temperatura

Um fator que é comum para a fragilização mencionada acima é a deformação preferencial no contorno de grão ou próximo a ele. Um dos fatores essenciais para evitar à fragilização é, portanto, reduzir a concentração de tensão nos contornos de grão. Este conceito se aplica prontamente ao caso da alta ductilidade na região de baixa temperatura (ADBT), que coincide com uma fração de volume de ferrita relativamente alta. Aqui, a tensão não é mais concentrada em um filme fino de ferrita nos contornos de grão da austenita. Além do mais, uma maior diferença percentual entre austenita e ferrita decresce com a diminuição da temperatura, assim, aumentando deformação plástica na austenita, e mais importante, diminuindo a deformação na ferrita [37]. A concentração de tensão nos contornos de grão é assim minimizada, e grandes ductilidades são observadas. A ferrita tem uma alta energia de falha de empilhamento e, portanto, a recuperação dinâmica, que é um processo de amolecimento e atua em qualquer deformação, ocorre espontaneamente [38].

Geralmente, a ductilidade é muito boa quando altas porcentagens de ferrita estão presentes na microestrutura, nas proximidades de 700°C [23, 24 e 30]. Nessa temperatura, recuperação da ferrita ocorre com facilidade, o tamanho de subgrão é grande, e a tensão de escoamento é baixa. Assim, a ferrita flui prontamente em pontos tríplices para aliviar a tensão, logo, dificultando o início da trinca tipo w.

Além disso, metais que são suscetíveis a recuperação dinâmica podem formar contornos de grão "abaulados" que reduzem o escorregamento do contorno de grão e, por consequência, impedem a nucleação de trincas intergranulares [39]. Nestes metais, a ductilidade aumenta com aumento de temperatura porque os processos de alívio de tensões são mais sensíveis a temperatura do que aqueles que promovem a nucleação de trincas [40].

2.5.3 - Região de Alta Ductilidade e Alta Temperatura

Aumentando a temperatura, a região de alta ductilidade e alta temperatura (ADAT) é atingida. Continuando com o conceito de uma redução na concentração de tensão nos contornos de grão, uma razão óbvia para esta melhora é a eventual ausência do filme fino de ferrita. Este, naturalmente, é efetivo apenas na região de dupla fase, austenítica-ferrítica e não afeta a fragilização na região que tem a austenita como única fase, que ocorre tanto por deslizamento do contorno de grão ou através de concentração de tensão na zona livre de precipitados. Entretanto, altas temperaturas também levam a uma menor precipitação na matriz e nos contornos de grão, que compensam os mecanismos de fragilização. Finalmente, temperaturas elevadas levam a tensões de escoamento mais baixas através de aumento da recuperação dinâmica que reduz a concentração de tensão nos locais de nucleação de trincas. Um mecanismo adicional de aumento de ductilidade que se aplica a região ADAT, mas não é baseado no conceito de redução da concentração de tensão em contorno de grão, requer a presença de migração de contorno de grão. Neste caso, as trincas, que já se iniciaram, são isoladas dos contornos de grão, e altas ductilidades resultam devido ao crescimento e coalescimento destas trincas não serem conseguidos a partir dos contornos de grão. Isto fica claro, considerando que os grandes vazios, são gerados nas superfícies de fratura em testes realizados na região ADAT que aparentemente não estão associados com partículas de segunda fase, [41 e 42] (Figura 2.12). Estes crescem a partir das trincas intergranulares que formam-se nos primeiros estágios da deformação e que tornaram-se isolados dentro dos grãos como um resultado de migração do contorno de grão. As trincas originais são então distorcidas em vazios alongados, até que uma falha final ocorra pela ligação dos vazios.

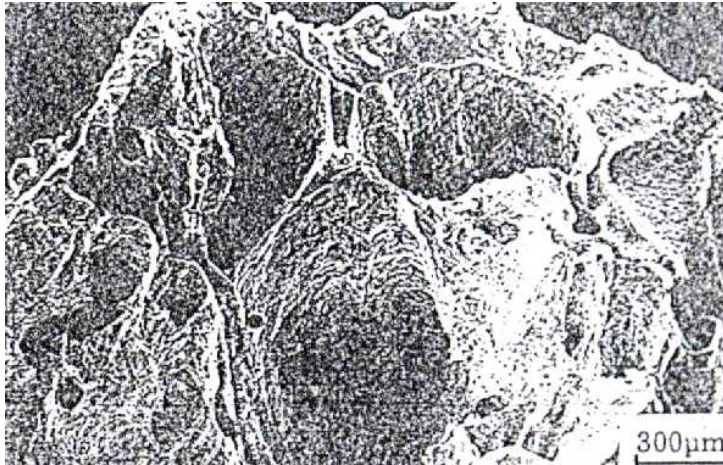


Figura 2.12 - Superfície de fratura dúctil, típica de altas temperaturas [42].

Apesar da migração de contornos de grão poder isolar trincas dos contornos de grão, estas podem também exercer uma força de arraste do contorno de grão e capturar contornos de grão que se movem. O crescimento de trinca poderá então prosseguir ao longo do contorno capturado pelos efeitos combinados de difusão de lacuna e tensão aplicada, até que o contorno se rompa mais uma vez.

Se a frequência de captura e/ou a força de arraste de trinca são altas, uma falha intergranular pode finalmente ocorrer, mesmo se o contorno de grão original tenha se deslocado das trincas iniciadas em um estágio inicial na deformação. Assim, para compensar a fragilização adequadamente, uma força motriz para migração do contorno de grão deve ser substancialmente maior que a força de arraste exercida pelas trincas que estão presentes.

Um caminho para se chegar a uma alta força motriz para migração de contorno de grão é pela recristalização dinâmica. A nucleação, por recristalização dinâmica, acontece em contornos existentes em baixas taxas de deformação [43]. Subcontornos desenvolvidos precariamente são seções menores do contorno original, que aumentam e migram relativamente rápido devido a diferença de energia de tensão através de um dado contorno. Isto é, claramente, um mecanismo potente para iniciar o movimento dos contornos de grão.

Não é surpreendente que a região ADAT tem sido observada com ocorrência de recristalização dinâmica em muitos estudos [44, 45 e 46]. Entretanto, existem numerosos casos onde recristalização dinâmica tem sido observada por inteiro ou em parte da região de fragilização. [41, 45 e 47]. Tais resultados demonstram que é de fato a migração de contornos de grão que é o principal evento, sendo recristalização dinâmica um meio efetivo pelo qual isto pode ser produzido.

2.6 - Influência do Cobre na Ductilidade a Quente dos Aços

Poucas investigações têm sido feitas a cerca da influência do cobre na ductilidade a quente na faixa de temperatura entre 700 a 1100°C [48, 49, 50 e 51]. Destas, Hannerz [49] examinou o cobre mais extensivamente em teores de 1% em aços C-Mn com 0,07% de carbono e 1,5% de manganês. No entanto, nenhuma influência significativa do cobre na ductilidade a quente foi encontrada a temperaturas superiores a 700°C.

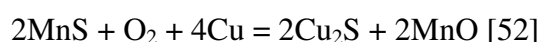
Esses aços foram aquecidos a 1350°C e resfriados a uma taxa de 60°Cmin⁻¹ até a temperatura de teste numa atmosfera protetora de argônio. A ductilidade abaixo de 700°C foi reduzida pela adição de 1% de cobre, mas isso, deve ser devido ao alto cobre em solução [48].

Nachtrab e Chou [50] sugeriram que a segregação de impurezas para os contornos de grão, (Cu, Sn e Sb), poderiam provocar fraturas intergranulares. Estes levaram em consideração os trabalhos em "Espectroscopia Auger" ou "Eletrons Auger" nas fraturas intergranulares de muitos aços comerciais de C-Mn-Al e C-Mn-Nb-Al aquecidos diretamente à temperatura de teste ou resfriado após tratamento parcial da solução. Em todos os casos, foi encontrada segregação de enxofre nos contornos, mas nenhuma correlação poderia ser estabelecida entre este e o comportamento da ductilidade a quente [48]. Foi descoberto que a

ductilidade relaciona-se principalmente com precipitação das microestruturas, com possivelmente estanho e antimônio para as bordas austeníticas. Este tipo de segregação ocorreu apenas durante a deformação. De interessante neste trabalho é que o aço com aproximadamente 0,2% de cobre apresentou uma concentração no contorno de grão de 4% de cobre. Os testes de tração foram feitos no vácuo, portanto, não é tão surpreendente que a influência negativa do cobre na ductilidade a quente não poderia ser certamente confirmada.

Em trabalho mais recente, Mintz [51] concentrou-se no efeito da oxidação mais detalhadamente. Tanto aços C-Mn-Al e C-Mn-Nb-Al contendo cobre ou níquel até 0,5% foram examinados. Nenhum efeito do cobre ou níquel foi encontrado na ductilidade a quente, quando os aços foram aquecidos a 1330°C, ou seja sem fusão, e resfriados até temperatura de teste, independentemente se foi usada uma atmosfera oxidante ou protetora. As amostras foram tensionadas diretamente após serem fundidas em uma atmosfera de argônio e descobriu-se que não são influenciadas por mudanças na composição. Apenas quando os corpos de prova foram fundidos e o resfriamento feito ao ar, obteve-se efeito nocivo do cobre na ductilidade a quente, e isto poderia ser evitado através de uma adição similar de níquel, (0,25% de cada) [48] (Figura 2.13).

Nenhuma evidência de filmes ricos em Cu penetrando ao longo das bordas austeníticas foi encontrada, provando que a fragilidade a quente convencional é a explicação. A deterioração poderia ser explicada pela observação de partículas finas de sulfetos de cobre (ou oxissulfetos) nos contornos (Figura 2.14), que tinham se formado no resfriamento como resultado da oxidação e a presença de cobre, de acordo com a reação:



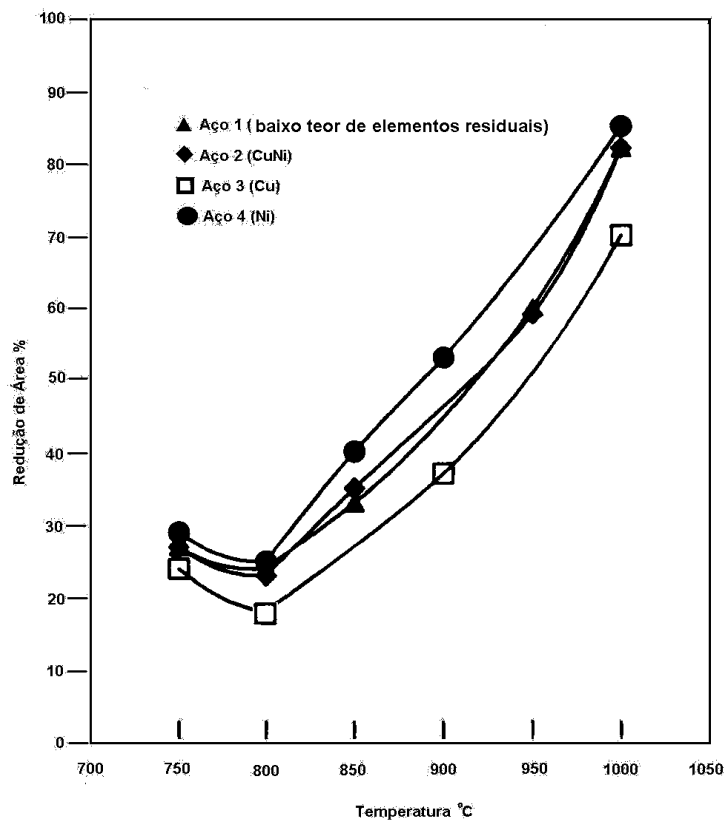


Figura 2.13 - Curvas de ductilidade a quente para os aços com C-Mn-Al-Nb testados em atmosfera de argônio. Aço 1: baixo resíduo; aço 2: 0,25% de cobre e 0,25% de níquel; aço 3: 0,5% de cobre e aço 4: 0,5% de níquel [51].

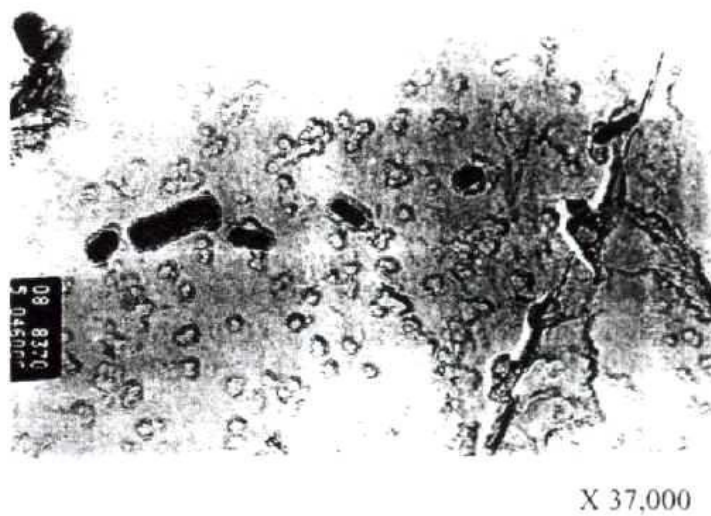


Figura 2.14 - Partículas de sulfetos de cobre encontradas em aço contendo cobre fundido após teste em atmosfera oxidante [51]

É necessário a fusão para produzir estes sulfetos, provavelmente porque uma segregação elevada de cobre é necessária para a reação acima desenvolver em qualquer grau. O níquel, pelo aumento da solubilidade de cobre no ferro, poderia ser responsável pela redução da precipitação de cobre.

É importante salientar que, neste trabalho de laboratório [51], as condições de oxidação foram menos severas que durante o lingotamento contínuo. No lingotamento contínuo, o resfriamento pela água, ao contato com os rolos, e o aquecimento por calor latente liberado a que a peça passa entre os rolos, propiciam maiores condições para oxidação, e isto, pode mascarar a influência do cobre na ductilidade a quente. Foi sugerido, ainda que o trabalho laboratorial tenha indicado que relação de níquel para cobre de 1:1 poderia manter boa ductilidade, percebeu-se que as condições mais severas de oxidação presentes durante o lingotamento contínuo levariam a um grande enriquecimento residual requerendo uma alta adição de níquel e uma relação de níquel para cobre perto de 2:1. Foi também recomendado, visto que, sulfetos de cobre foram a causa da baixa ductilidade, níveis sulfúricos deveriam ser mantidos baixos.

3 - TRABALHO EXPERIMENTAL

3.1 - Aços Utilizados e Fabricação dos Corpos de Prova

Os aços utilizados, na presente investigação, foram fundidos na forma de lingotes, em laboratório da USIMINAS, a partir de matérias primas “puras”, com composição similar e dois diferentes teores de cobre. Após, os lingotes foram levados à usinagem, sendo confeccionados corpos de prova. A Tabela 3.1, apresenta a composição química dos aços utilizados e as dimensões dos corpos de prova são apresentados na Figura 3.1.

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ti	N
DA0387	0,11	0,23	0,5	0,02	0,0018	0,043	0,48	0,005	0,006
DL0096	0,095	0,23	0,5	0,019	0,0016	0,045	0,1	0,006	0,006

Tabela 3.1 - Composição química dos aços utilizados, em porcentagem.

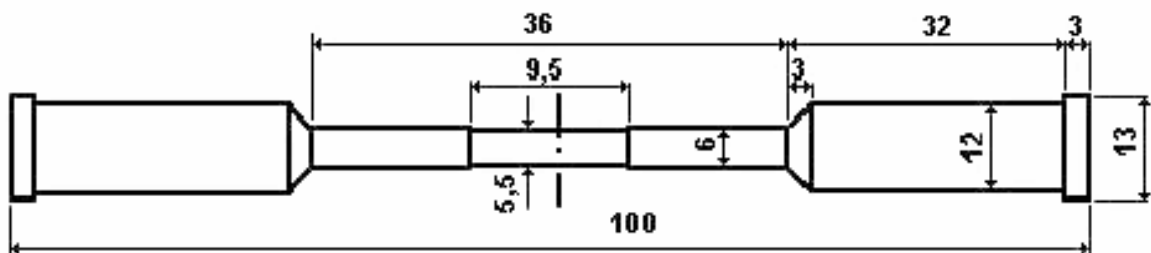


Figura 3.1 - Dimensões em mm dos corpos de prova utilizados nos ensaios.

3.2 - Equipamento e Descrição do Teste de Tração a Quente

Os ensaios de tração à quente foram realizados em uma máquina desenvolvida na Universidade Federal do Espírito Santo em convênio com a Companhia Siderúrgica de Tubarão, que permite elaborar ciclos térmicos complexos, visando representar condições térmicas de lingotamento contínuo mais próximos da situação industrial [53].

Os ensaios consistiram em aquecer o corpo de prova, em uma proteção atmosférica de argônio, a uma temperatura de 1335°C. Nesta temperatura, o corpo de prova foi mantido por 5 minutos, para dissolver os precipitados presentes, permitindo a completa austenitização do material original e produzindo um grão austenítico grosseiro, similar ao obtido em placas produzidas por lingotamento contínuo.

Em seguida, o corpo de prova foi resfriado linearmente utilizando duas taxas de resfriamento, ($100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ ou $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$), até à temperatura de ensaio. Nesta temperatura, permaneceu por 3 minutos, para sua homogeneização e, em seguida, foi submetido a tração até rompimento a uma taxa de deformação de $2 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$. Os ciclos térmicos descritos acima, estão representados nas Figuras 3.2 e 3.3 para a temperatura final de ensaio de 750°C.

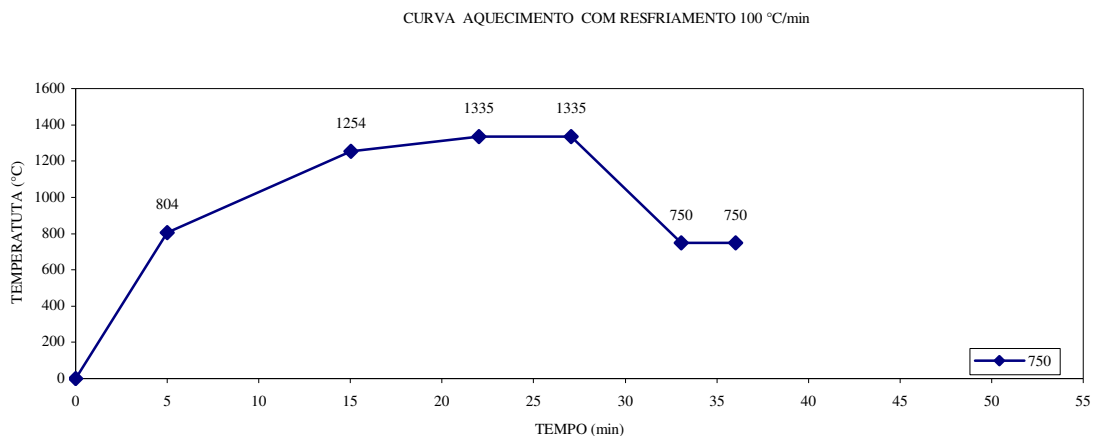


Figura 3.2 - Curva de aquecimento com resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

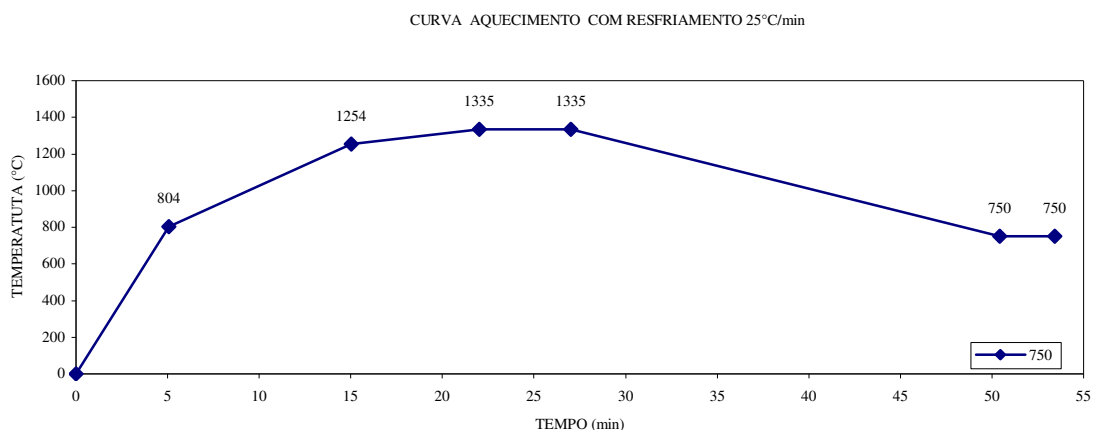


Figura 3.3 - Curva de aquecimento com resfriamento 25°Cmin⁻¹.

Logo após o rompimento, o corpo de prova foi resfriado bruscamente com nitrogênio líquido, a fim de manter as características microestruturais da região próxima à fratura. Em seguida, retirado para análise metalográfica.

O aquecimento do corpo de prova é realizado através da resistência à passagem de corrente elétrica (efeito Joule).

A redução da taxa de aquecimento a altas temperaturas foi devido a proximidade da temperatura de solubilização com a temperatura sólidos do aço, alto cobre 1497°C e baixo cobre 1503°C. Valores fornecidos pela USIMINAS, obtidos por análise térmica diferencial. Aquecimentos mais rápidos causaram a fusão do corpo de prova.

O aquecimento e o resfriamento do corpo de prova foram monitorados por um controlador de ciclos térmicos que recebe informações sobre a temperatura do corpo de prova através de um termopar soldado ao mesmo, que é comparada com a curva programada. A diferença entre a temperatura prevista e a real é responsável pela atuação no sistema de potência da fonte, a fim de manter a temperatura dentro da programada.

Dentre os vários problemas durante o teste, fusão do corpo de prova, solda do termopar, falta de argônio entre outros, foram considerados válidos 26 testes, que permitiu o traçado de quatro curvas de ductilidade a quente, que serão comentadas mais adiante.

A ductilidade a quente é medida pela redução de área do corpo de prova na região da fratura e foi calculada pela seguinte fórmula:

$$\text{R.A.} = (D_i^2 - D_f^2) / D_i^2$$

Onde:

R.A. = redução de área

D_i = diâmetro inicial da seção transversal

D_f = diâmetro final da região de fratura

3.3 - Dilatometria e Análise Metalográfica dos Corpos de Prova

O ensaio dilatométrico foi realizado pelo Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da USIMINAS para os dois aços em questão, utilizando as duas velocidades de resfriamento. Os resultados dos pontos de transformações dos aços, Ar_1 e Ar_3 em estudo, foram fornecidos e são apresentados na Tabela 3.2.

	Ar_1 (°C)	Ar_3 (°C)	Resfriamento (°Cmin ⁻¹)
DA0387	620	760	25
	610	710	100
DL0096	640	770	25
	610	720	100

Tabela 3.2 - Resultados de dilatometria dos materiais ensaiados fornecidos pelo Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da USIMINAS.

Para efeito de comparação, foi calculada a temperatura de A_{r3} e A_{e3} utilizando as seguintes fórmulas:

$$A_{r3} = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo + 0,35(tmm - 8) \quad [54]$$

$$A_{e3} = 910 - 25Mn - 11Cr - 20Cu + 60Si + Mo + 40W + 100V + 700P$$

$$+ 3 - (+250Al + 120As + 400Ti) \quad [55]$$

Os resultados de A_{r3} e A_{e3} obtidos pelos cálculos, são mostrados na Tabela 3.3.

	A_{r3} (°C)	A_{e3} (°C)
DA0387	824	905
DL0096	836	911

Tabela 3.3 - Resultados dos valores de A_{r3} e A_{e3} dos materiais ensaiados, obtidos pelos cálculos.

Os exames metalográficos dos corpos de prova, também, foram realizados em laboratório do Centro de Pesquisa da USIMINAS, sendo analisadas algumas superfícies de fratura, assim como seções transversais dos corpos de prova ensaiados, num total de 21 dos 26 testes válidos, procurando escolher corpos de prova mais representativos com base no aspecto da fratura, temperatura e valor de redução de área.

As análises, de seções das amostras, foram realizadas na seção longitudinal do corpo de prova na região próximo a fratura ou em trincas no interior. Foram polidas até pasta de diamante e atacadas com Nital (2%) durante 10 segundos e, depois, levadas ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) e microscópio ótico, sendo fotografadas com várias ampliações.

As amostras, de superfície de ruptura, foram levadas somente ao microscópio eletrônico de varredura (MEV).

4 - RESULTADOS

4.1 - Ductilidade a Quente dos Aços Ensaçados

As curvas de ductilidade a quente são mostradas na figura 4.1. Nota-se uma nítida tendência de queda de ductilidade na faixa de temperatura entre 750 e 900°C, aproximadamente, onde é formado o poço de ductilidade.

4.1.1 - Baixa Taxa de Resfriamento (curvas celeste e amarelo)

Como será melhor detalhado adiante, na discussão, nestas condições as curvas apresentam formato parecido e deslocadas entre si. Este deslocamento está além do que poderia ser esperado pelo efeito de Ae_3 e Ar_3 . Nota-se contudo uma melhor ductilidade para o aço com baixo cobre.

4.1.2 - Alta Taxa de Resfriamento (curvas vermelha e azul)

Aumentando-se a taxa de resfriamento, nota-se pouca influência do teor de cobre uma vez que as respectivas curvas praticamente se confundem. Portanto, novamente, como no caso de baixa taxa de resfriamento as curvas têm aspecto muito semelhante, apresentando um poço mais fechado em relação às anteriores. Aparentemente, nesta condição de alta taxa de resfriamento, a variação do teor de cobre pouco afeta a temperatura Ar_3 .

4.2 - Microscopia Eletrônica de Varredura

4.2.1 - Aspectos das Superfícies de Fratura

Coerentemente como citado na revisão bibliográfica, existe uma correlação entre a fratura intergranular e ductilidade baixa, considerando-se iguais condições de ensaio. Ainda, as fraturas intergranulares, encontram-se na faixa de temperatura correspondente ao poço de ductilidade.

As Figuras, 4.2, 4.3, 4.4, 4.5, 4.6, 4.7 e 4.8, apresentam aspecto intergranular, algumas delas com cavidades no filme de ferrita. Todas estas figuras referem-se, como dito, a pontos dentro do poço de ductilidade para as respectivas curvas.

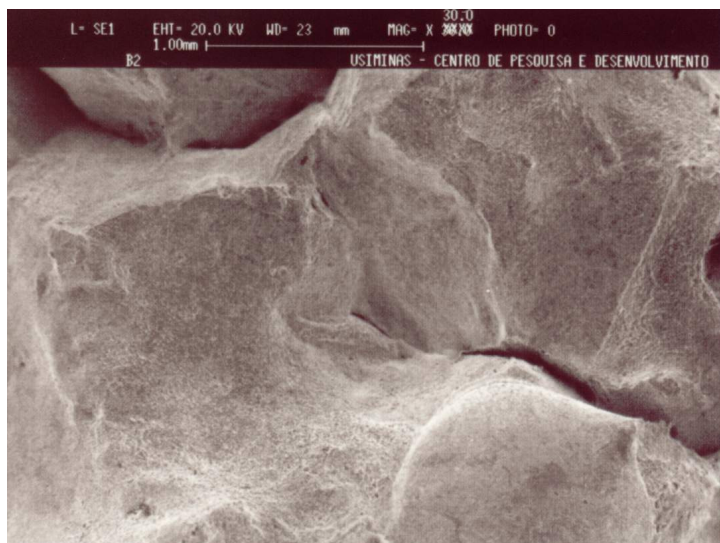


Figura 4.2 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV30x.

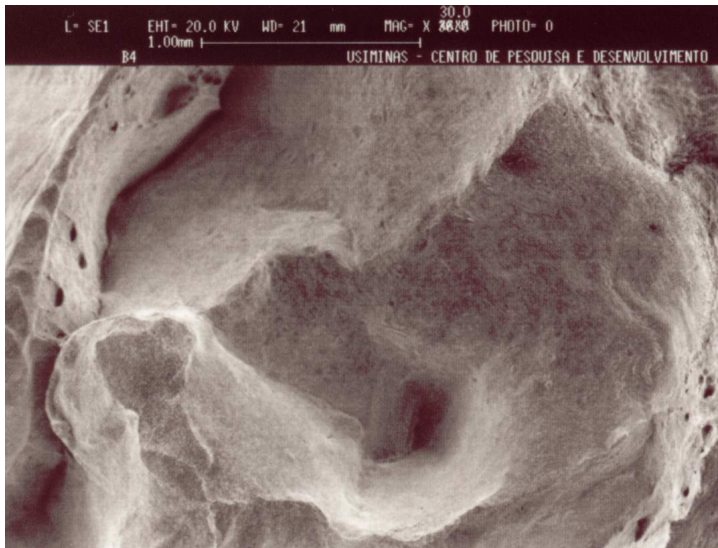


Figura 4.3 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 50% - MEV30x.

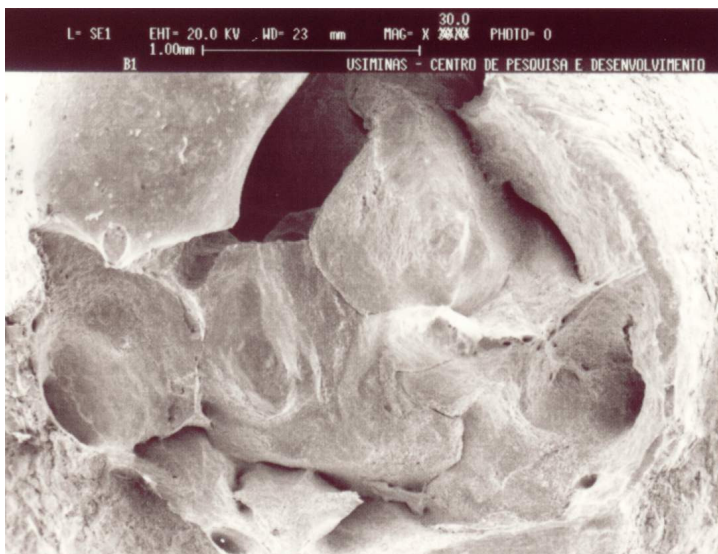


Figura 4.4 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento de $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 62% - MEV30x.

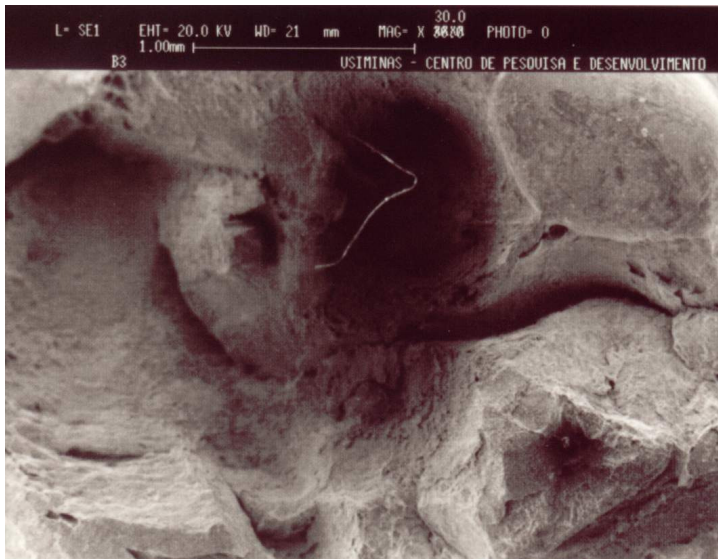


Figura 4.5 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 64% - MEV30x.

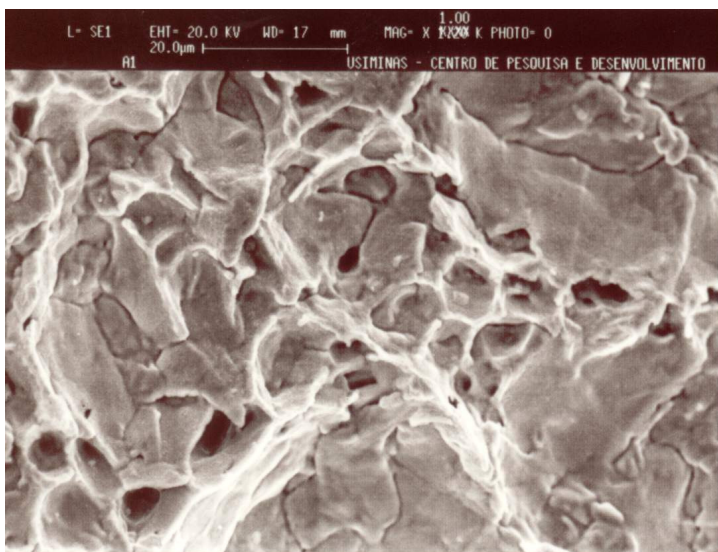


Figura 4.6 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular no filme de ferrita, apresentando cavidades contendo inclusões no interior - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV1000x.

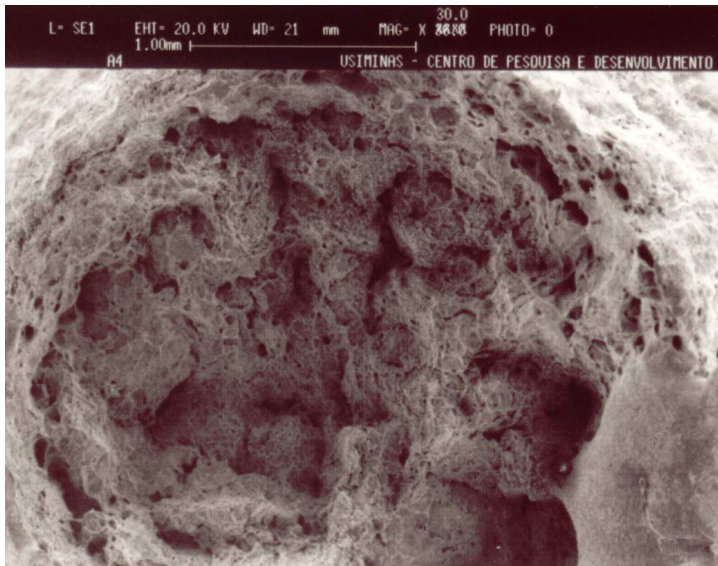


Figura 4.7 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular (não é possível observar o filme de ferrita e as cavidades devido ao baixo aumento) - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 57% - MEV30x.

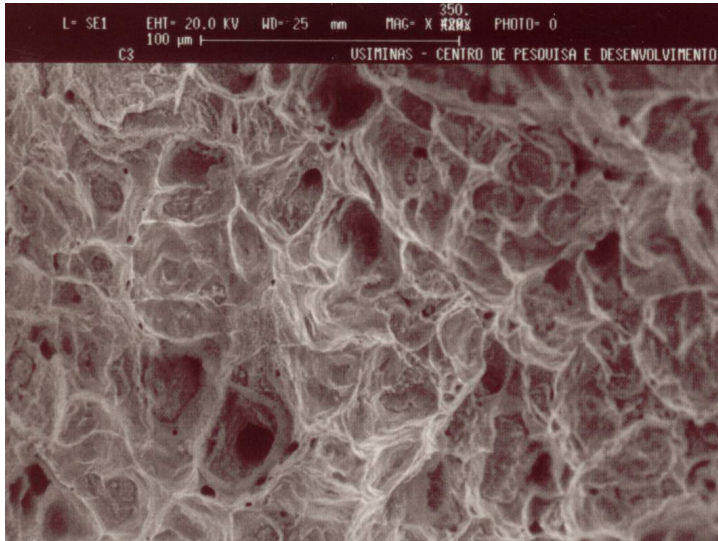


Figura 4.8 - Superfície de Fratura mostrando fratura intergranular com cavidades no filme de ferrita - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de Teste 900°C - Redução de área 55% - MEV350x.

Por outro lado, e, também coerentemente como citado na revisão bibliográfica, as superfícies de fratura apresentam aspecto dúctil quando a ductilidade aumenta, conforme pode ser visto nas Figuras 4.9, 4.10, 4.11, 4.12 e 4.13.

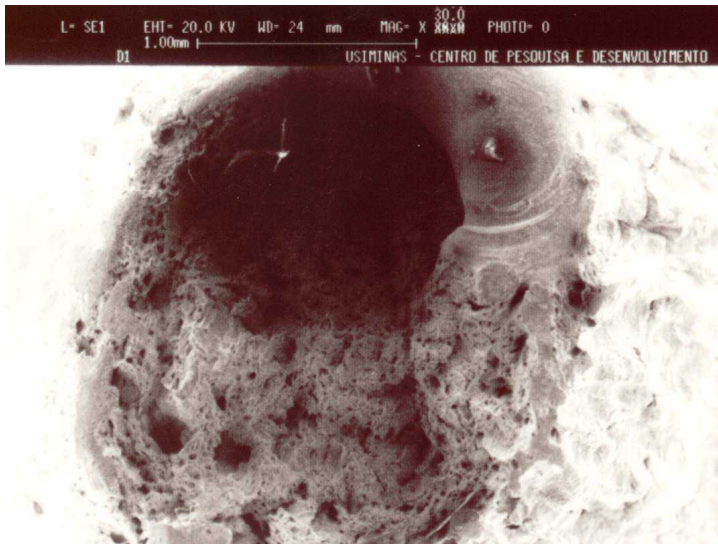


Figura 4.9 - Superfície de fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 750°C - Redução de área 81% - MEV30x.

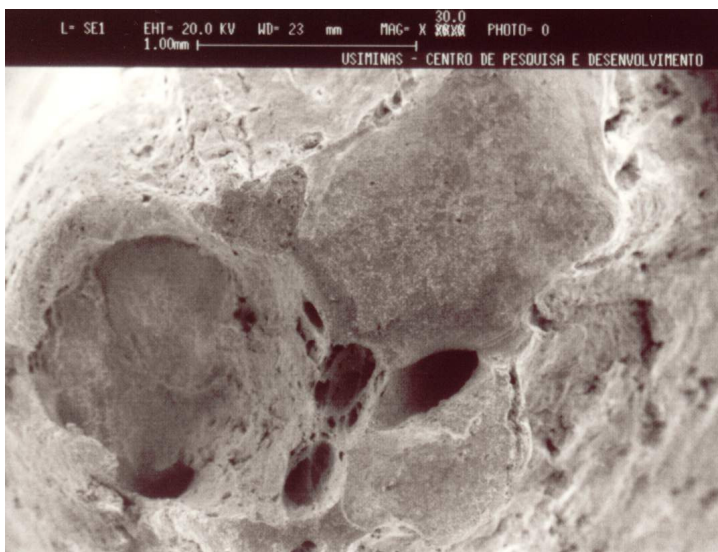


Figura 4.10 - Superfície de fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 900°C - Redução de área 83% - MEV30x.

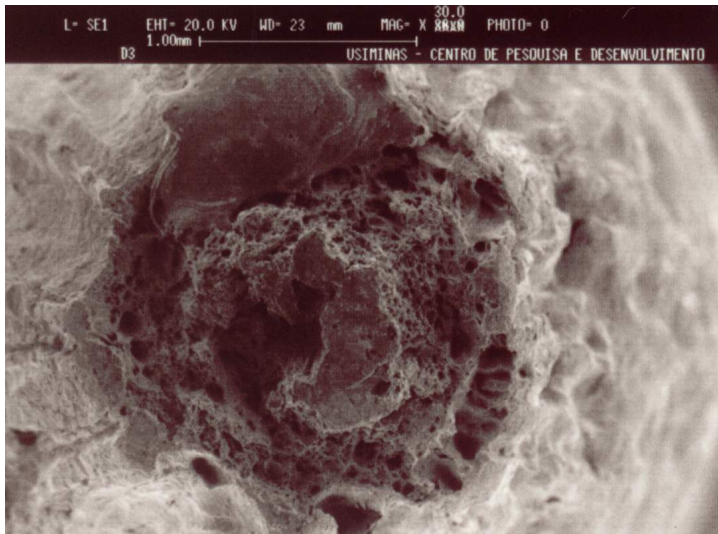


Figura 4.11 - Superfície de fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 750°C - Redução de área 83% - MEV30x.

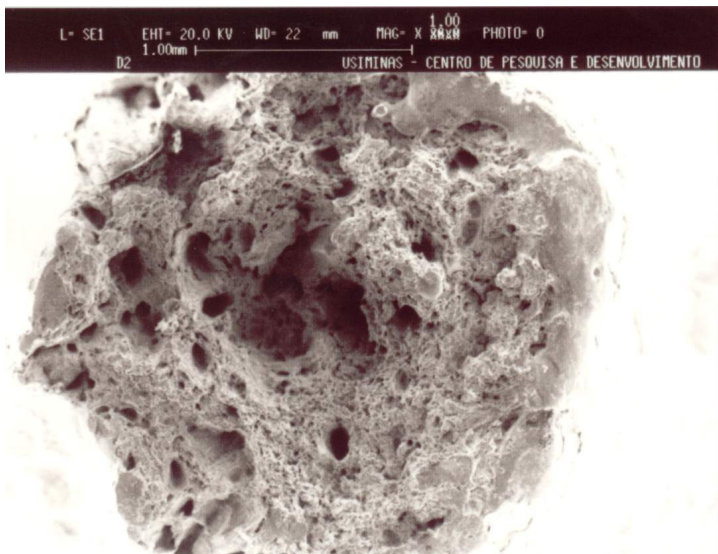


Figura 4.12 - Superfície de Fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 750°C - Redução de área 83% - MEV30x.

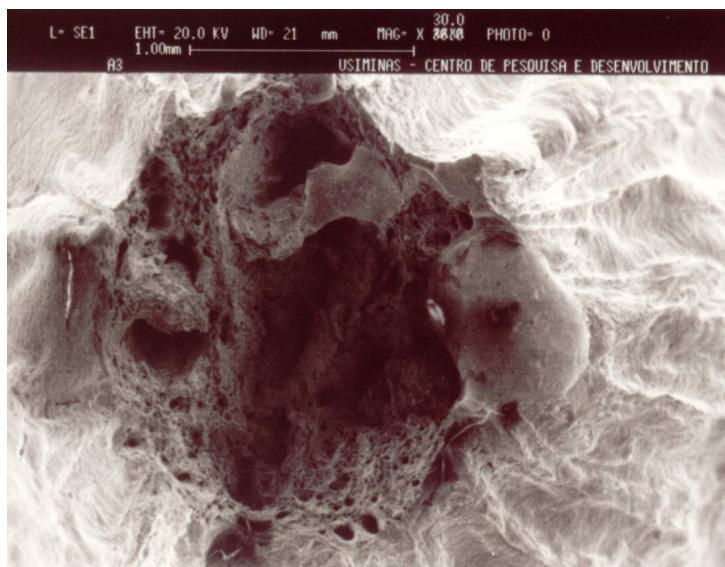


Figura 4.13 - Superfície de Fratura mostrando fratura dúctil - Aço 0,1% de cobre - Taxa Resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de Teste 800°C - Redução de Área 83% - MEV30x.

Algumas superfícies de fratura, em altas temperaturas, apresentam locais onde ocorreu fusão parcial. Isto é devido, no rompimento do corpo de prova, ao aumento de gradiente térmico oriundo do mal contato (diminuição de área), podendo ser melhor visualizado em figuras da microscopia óptica.

4.2.2 - Precipitados de Cobre Presentes nas Amostras e Energia Dispersiva de Raios X

Pelas análises feitas no microscópio óptico e confirmadas no microscópio eletrônico de varredura, nas seções longitudinais dos corpos de prova, podemos notar o aparecimento de cobre como precipitado em algumas amostras.

a) Aço com alto teor de cobre e taxa de resfriamento a $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

Apresentou cobre a 800°C somente na borda lateral. A 850°C , foi encontrado cobre na superfície de fratura e borda lateral. As fotos do cobre na superfície de fratura, borda lateral e

os respectivos resultados da energia dispersiva de raios X são mostradas nas Figuras 4.14a e 4.14b para temperatura de 800°C e 4.15a, 4.15b, 4.16a e 4.16b para temperatura 850°C.

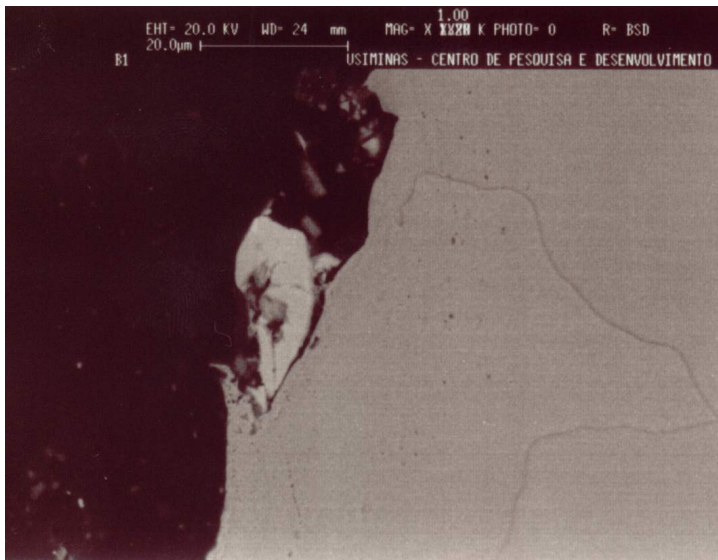


Figura 4.14a - Borda Lateral mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento 100°Cmin⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 62% - MEV1000x.

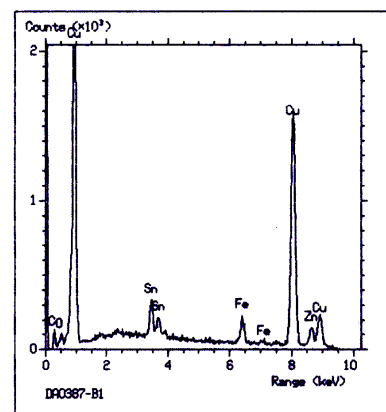
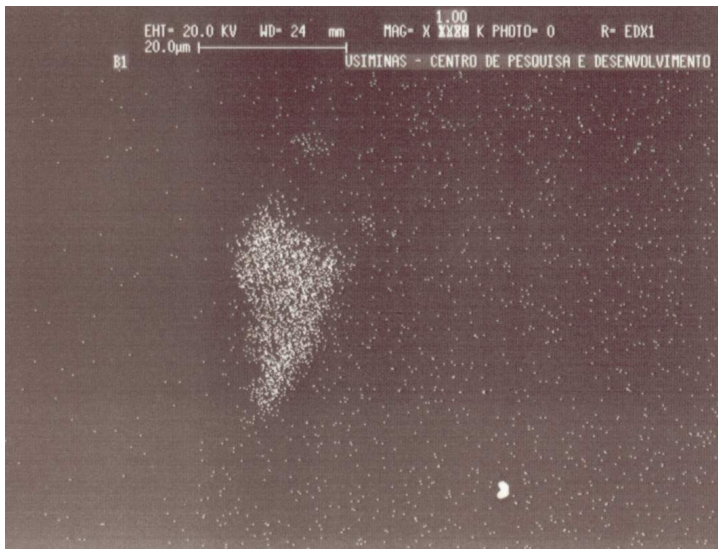


Figura 4.14b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.14a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento 100°Cmin⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 62% - MEV1000x.

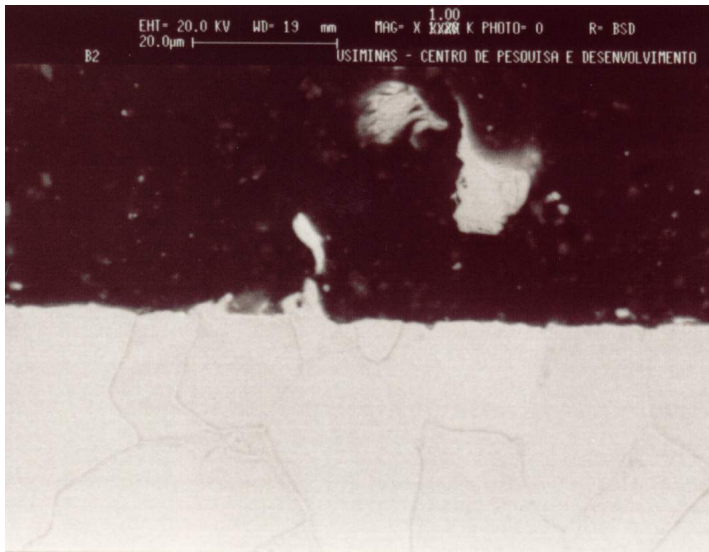


Figura 4.15a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x.

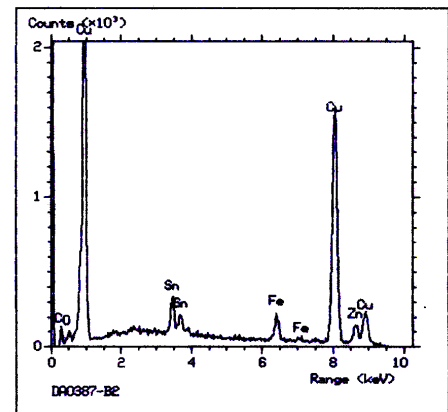
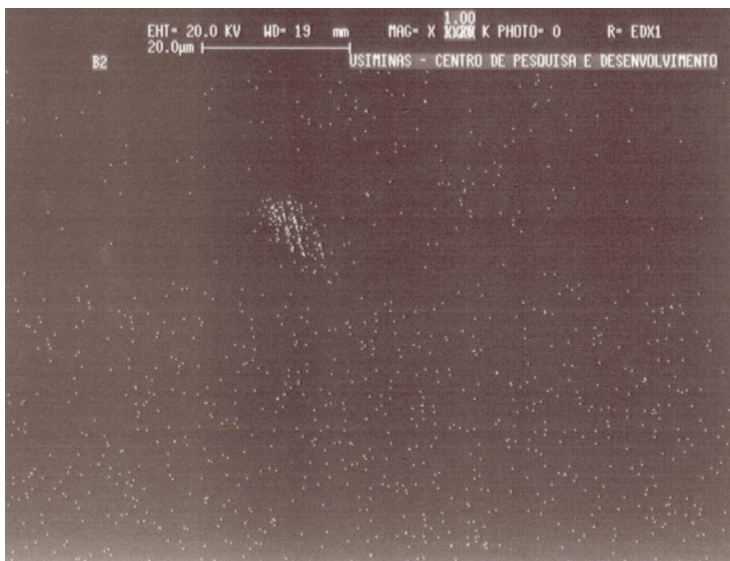


Figura 4.15b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.15a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x.

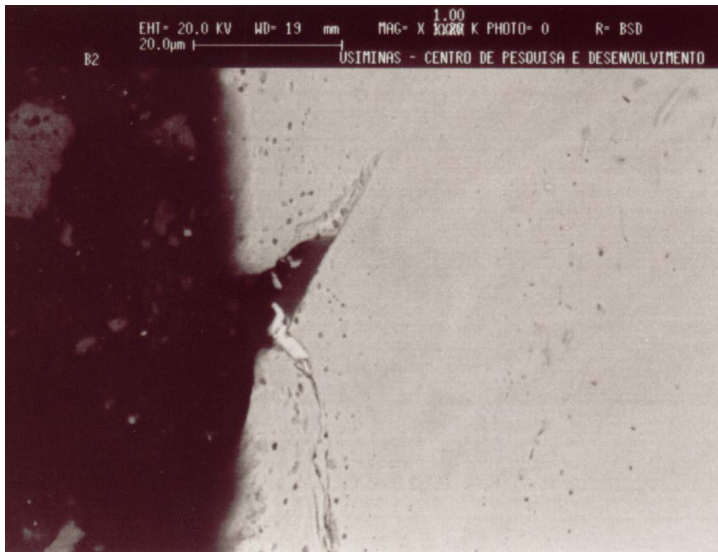


Figura 4.16a - Borda Lateral mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x.

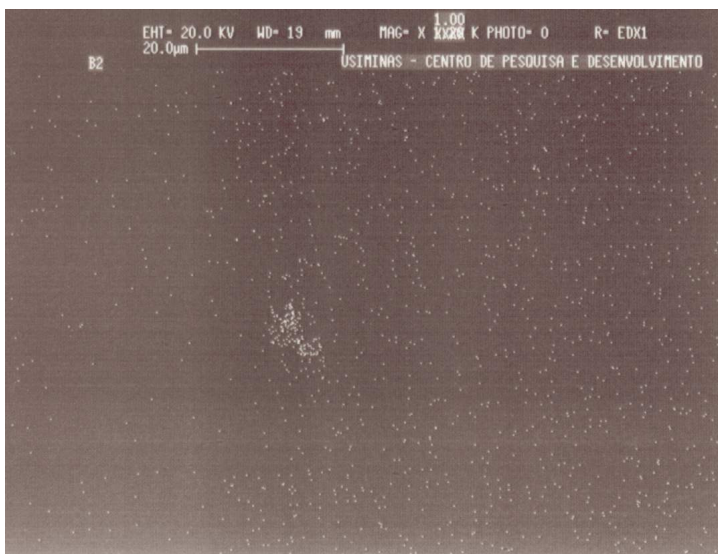


Figura 4.16b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.16a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x.

b) Aço com baixo teor de cobre e taxa de resfriamento a $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

Não foi observado cobre para o aço baixo cobre com resfriamento a $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

c) Aço com alto teor de cobre e taxa de resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

Para o aço com alto teor em cobre e submetido a um resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$, foram observados precipitados de cobre nas superfícies de fratura em duas das amostras, a 800°C e 850°C . As fotos que são do cobre na superfície de fratura e os dados de energia dispersiva de raios X, são mostradas na Figuras 4.17a, 4.17b, 4.18a e 4.18b.

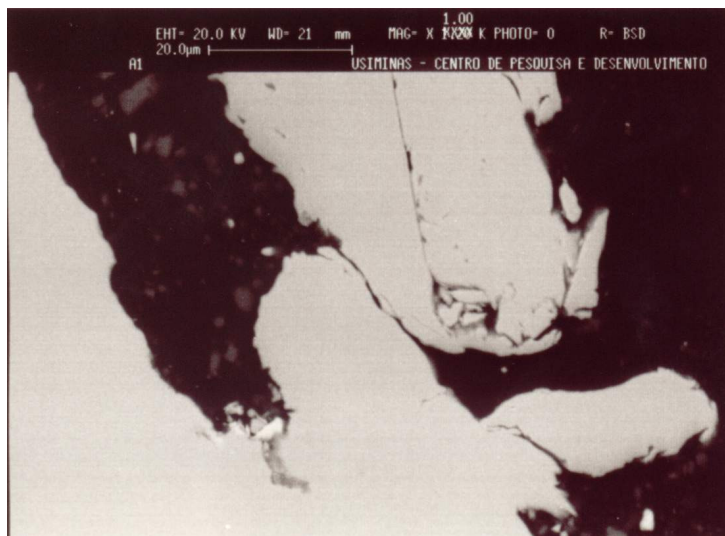


Figura 4.17a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV1000x.

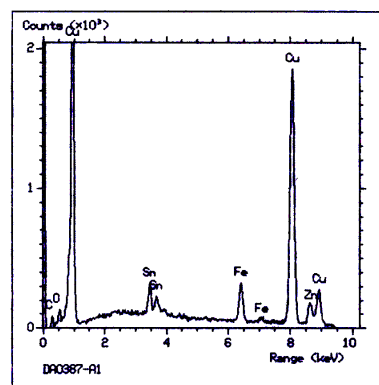
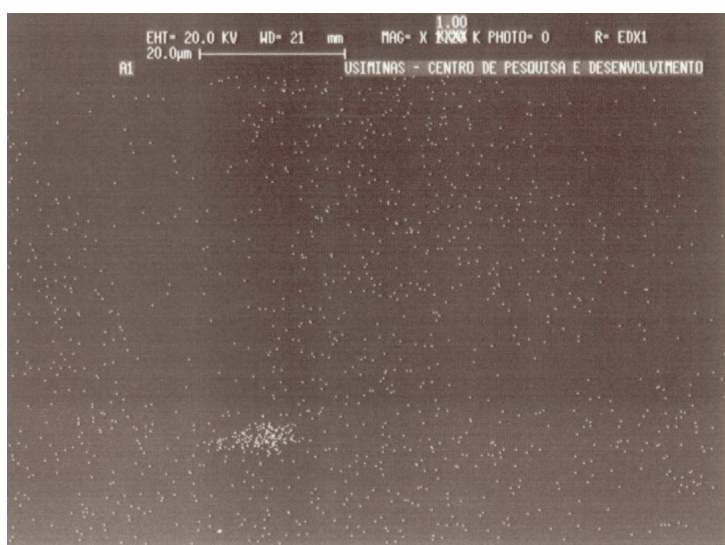


Figura 4.17b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.17a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV1000x.

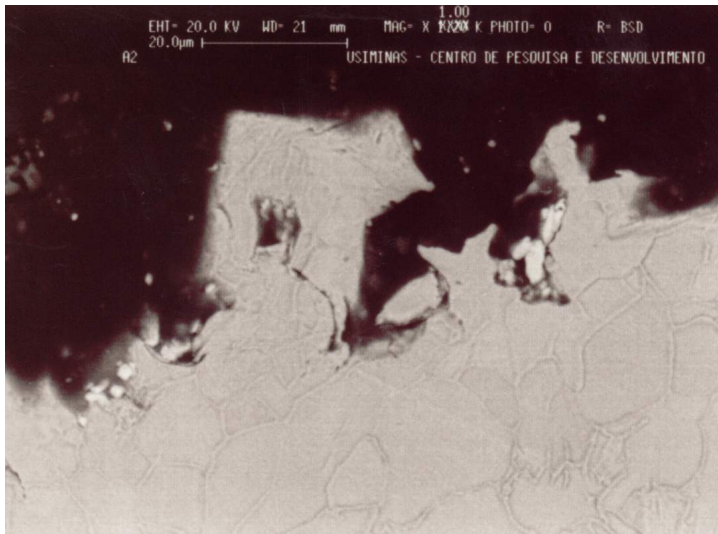


Figura 4.18a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x.

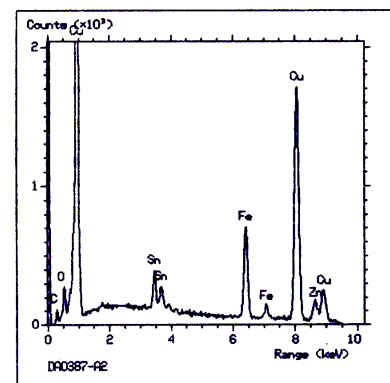
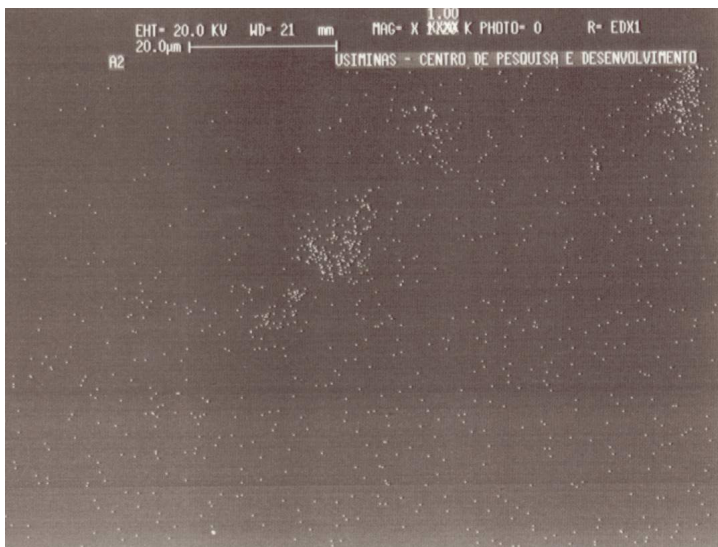


Figura 4.18b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.18a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,5% de cobre - Taxa resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - MEV1000x.

d) Aço com baixo teor de cobre e taxa de resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

O aço baixo cobre com resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$, também, apresentou cobre em duas das amostras, sendo uma no interior dentro de uma trinca a 800°C e outra na superfície de fratura a 850°C . As fotos do cobre e energia dispersiva de raios X, são mostradas nas Figuras 4.19a, 4.19b, 4.20a e 4.20b.

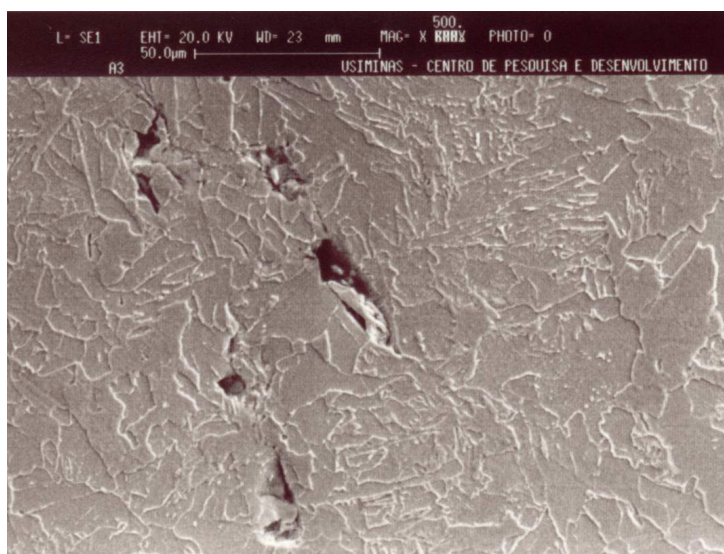


Figura 4.19a - Trinca Interna mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,1% cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 83% - MEV500x.

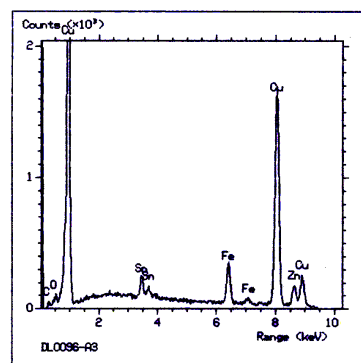
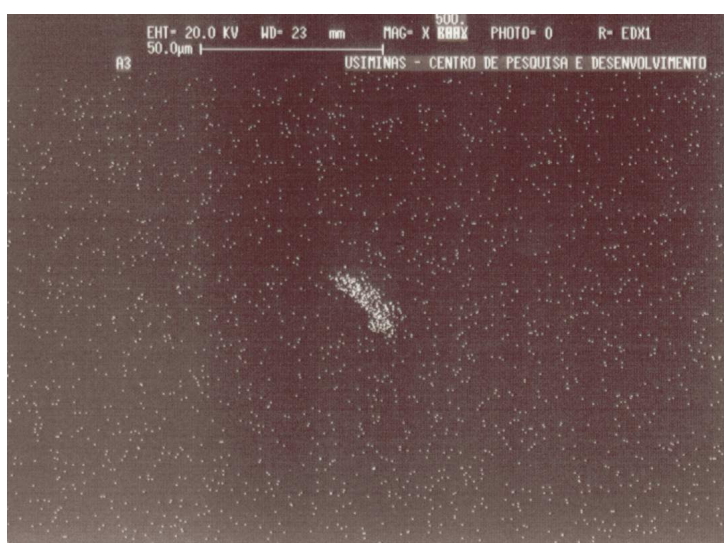


Figura 4.19b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.19a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 83% - MEV500x.

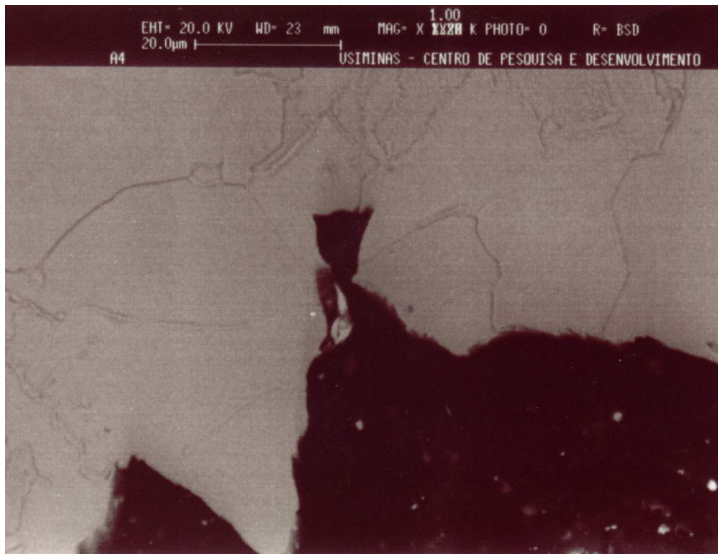


Figura 4.20a - Superfície de fratura mostrando região rica em cobre (área mais clara) - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 57% - MEV1000x.

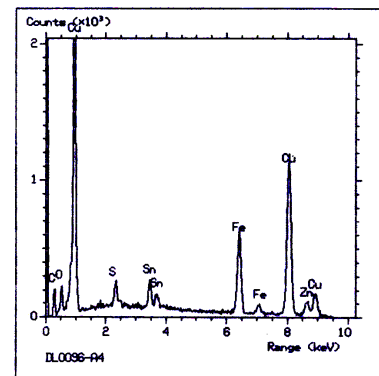
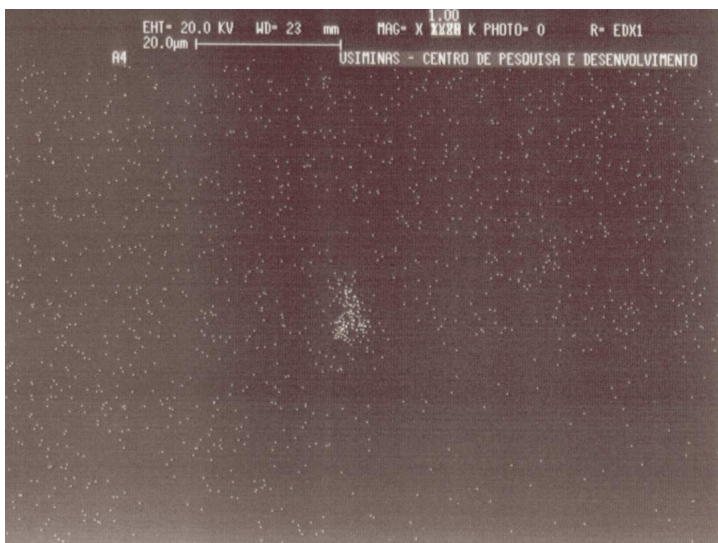


Figura 4.20b - Energia dispersiva de raios X da região mais clara da figura 4.20a, mostrando alta concentração de cobre, confirmada pelo gráfico - Aço 0,1% de cobre - Taxa Resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de Teste 850°C - Redução de área 57% - MEV1000x.

Uma observação deve ser feita, o cobre foi encontrado em temperaturas que apresentam aspecto de fratura tipicamente intergranular.

4.3 - Microscopia Óptica

4.3.1 - Estrutura Metalográfica e Filmes de Ferrita

Foram feitas análises metalográficas das seções longitudinais dos corpos de prova fraturados nas várias temperaturas de teste dos dois aços em questão.

Confirmando a teoria, a região de baixa ductilidade e de aspecto frágil, nas superfícies de fratura e próximo às bordas do corpo de prova são notadas a presença de filmes finos de ferrita, como visto na Figura 4.21 e 4.22, confirmando a sua influência na fratura intergranular.

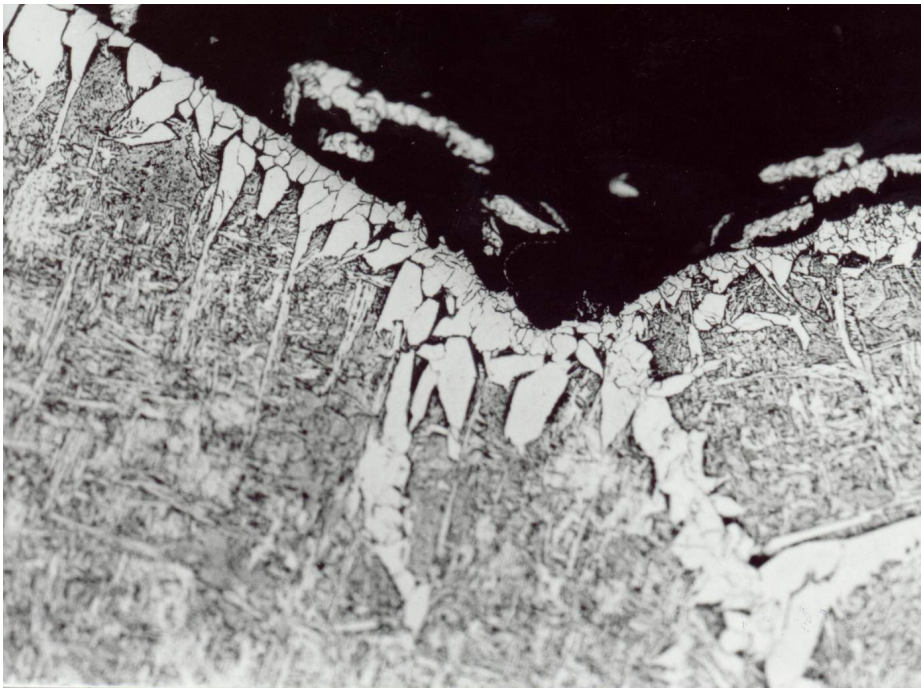


Figura 4.21 - Seção longitudinal mostrando filme de ferrita na superfície de fratura - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - ÓPTICO200x.

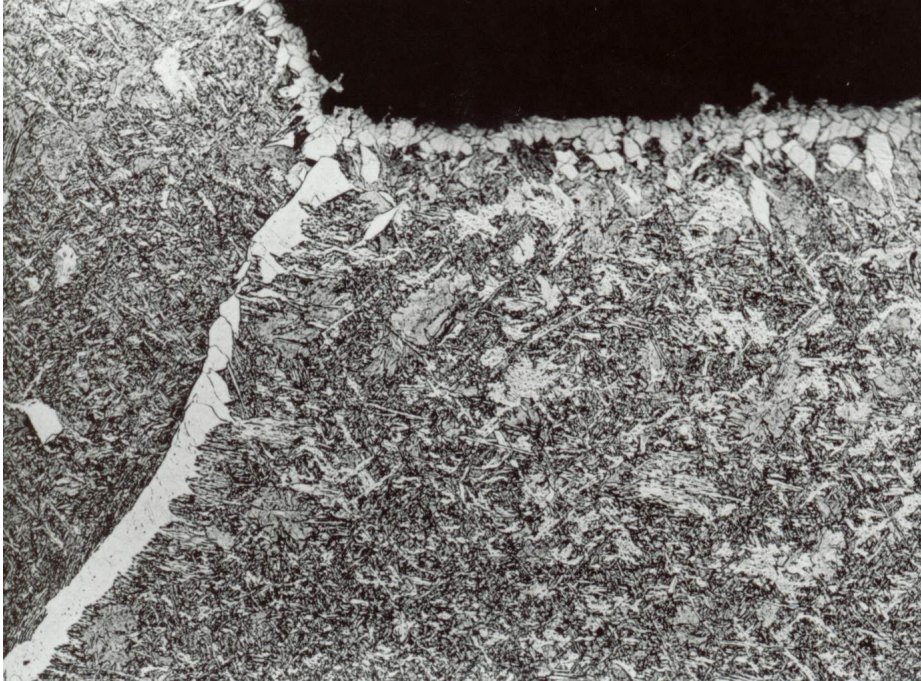


Figura 4.22 - Seção longitudinal mostrando filme de ferrita na superfície de fratura - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 47% - ÓPTICO100x.

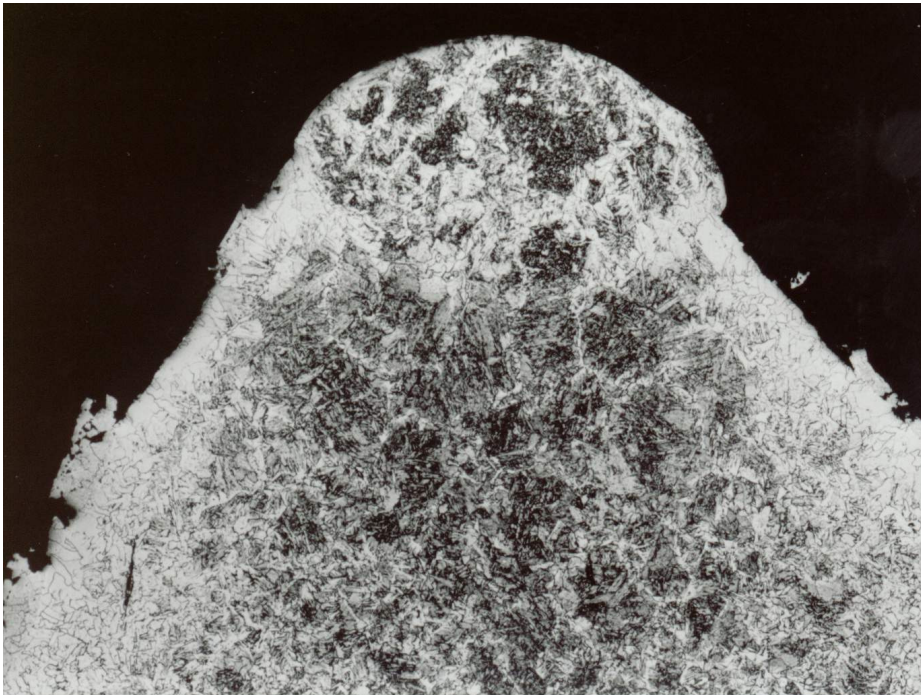


Figura 4.23 - Seção longitudinal mostrando fusão da superfície de fratura - Aço 0,5% de Cu - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 900°C - Redução de área 89% - ÓPTICO50x.

Algumas superfícies de fratura, em altas temperaturas, apresentam locais onde ocorreu fusão total ou parcial da superfície de fratura, como mostrado na Figura 4.23, inviabilizando a microscopia na superfície de fratura.

4.3.2 - Tamanho de Grão e Trincas.

Na Figura 4.24, nota-se perfeitamente a estrutura do grão austenítico envolvido por um filme fino de ferrita de tamanho aproximadamente $550\mu\text{m}$. Como mencionado na revisão bibliográfica, esta figura, apresenta os pontos triplos onde a formação da trinca na borda pode iniciar-se e progredir como mostrado na Figura 4.25, que apresenta um grão austenítico na superfície de fratura.

A Figura 4.26, novamente, mostra uma trinca no contorno de grão progredindo no filme de ferrita e a Figura 4.27 apresenta uma trinca formada a partir de uma região rica em cobre, negando que estas regiões podem contribuir efetivamente para reduzir a ductilidade a quente.

Trincas, também, podem ser observadas nas Figuras 4.28 e 4.29. Nota-se, a propagação da trinca pelo contorno de grão está relacionada ao filme fino de ferrita.

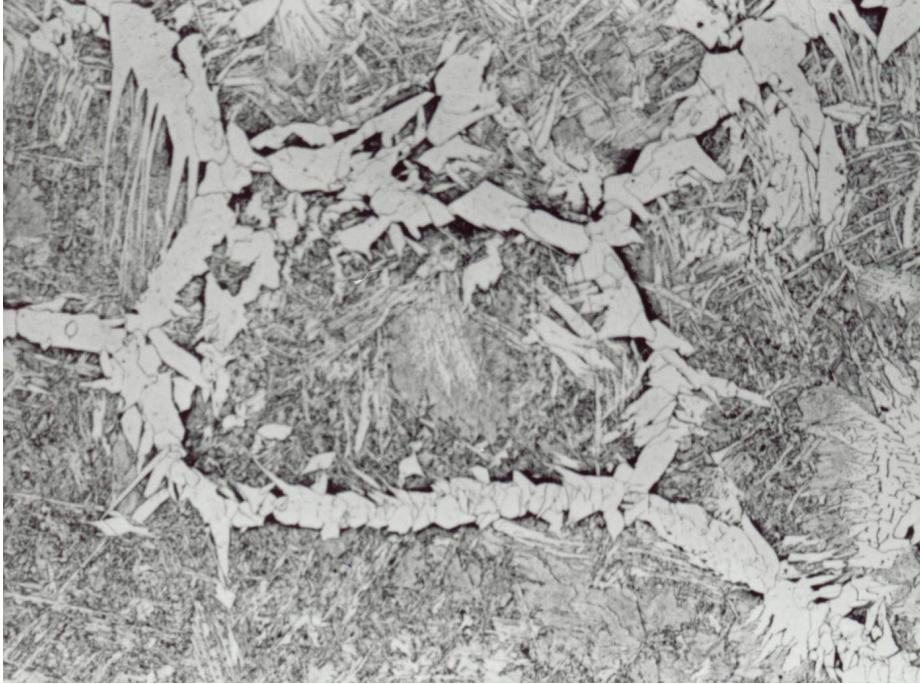


Figura 4.24 - Seção longitudinal mostrando filme de ferrita contornando grão austenítico - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 50% - ÓPTICO100x.

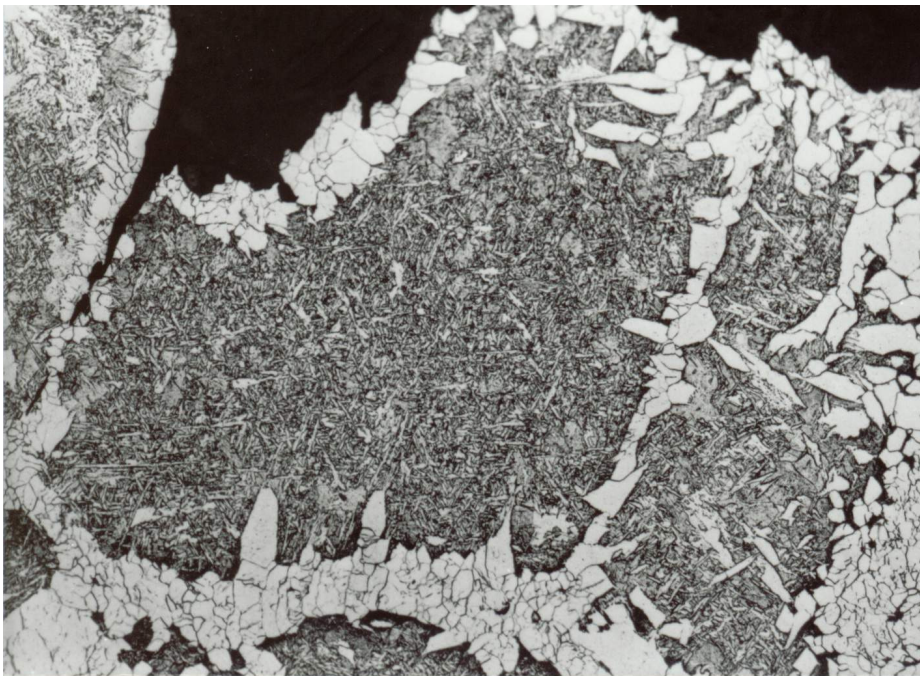


Figura 4.25 - Seção longitudinal mostrando fratura em contorno de grão austenítico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 875°C - Redução de área 44% - ÓPTICO200x.

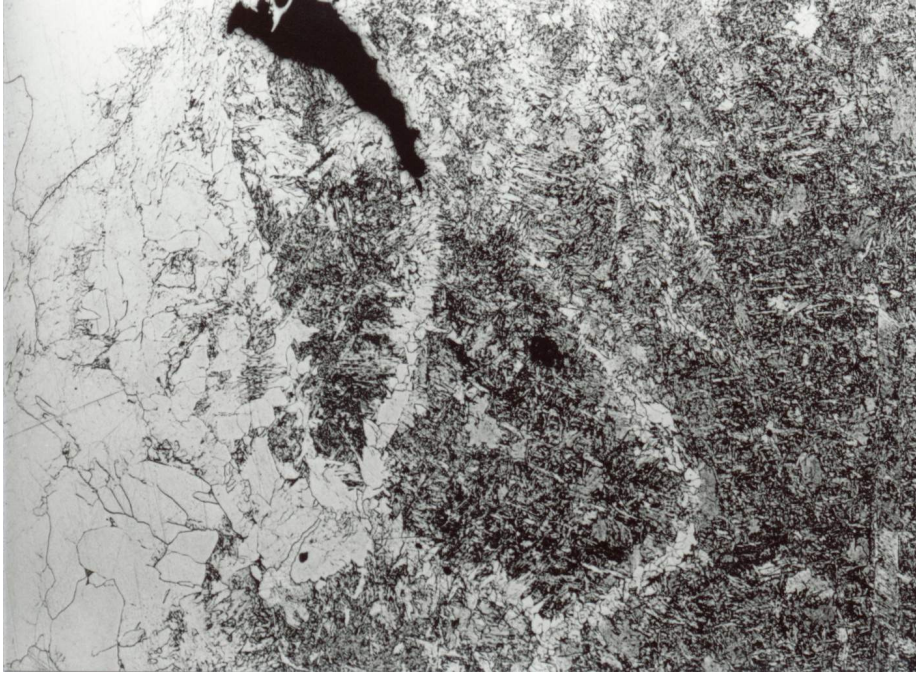


Figura 4.26 - Seção longitudinal mostrando trinca no contorno de grão austenítico - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - ÓPTICO50x.

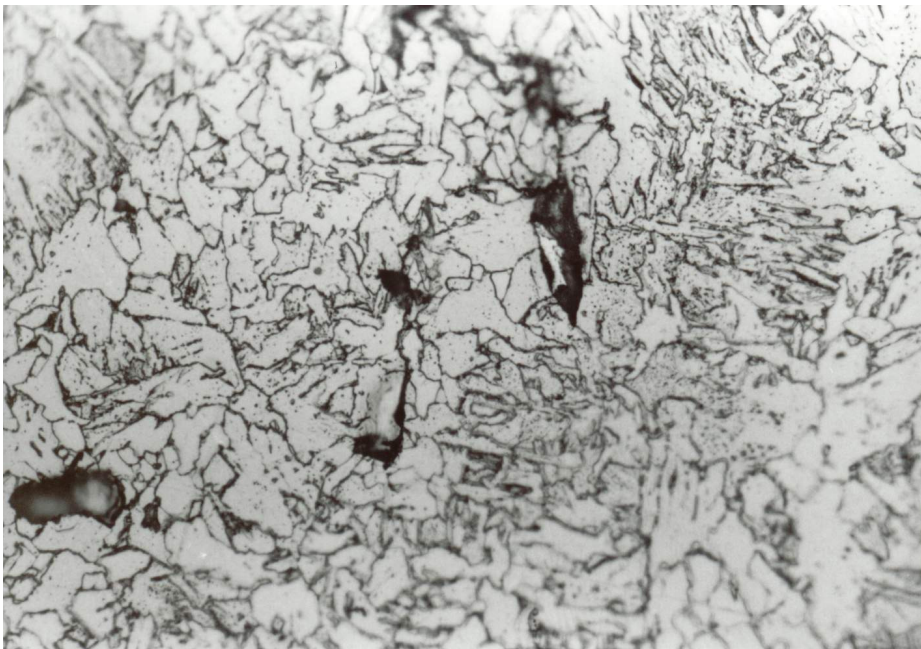


Figura 4.27 - Seção Longitudinal mostrando figura repetida de 4.19a para mostrar a localização do precipitado rico em Cu na matriz - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 83% - ÓPTICO500x.



Figura 4.28 - Seção longitudinal mostrando Trinca - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 64% - ÓPTICO200x.

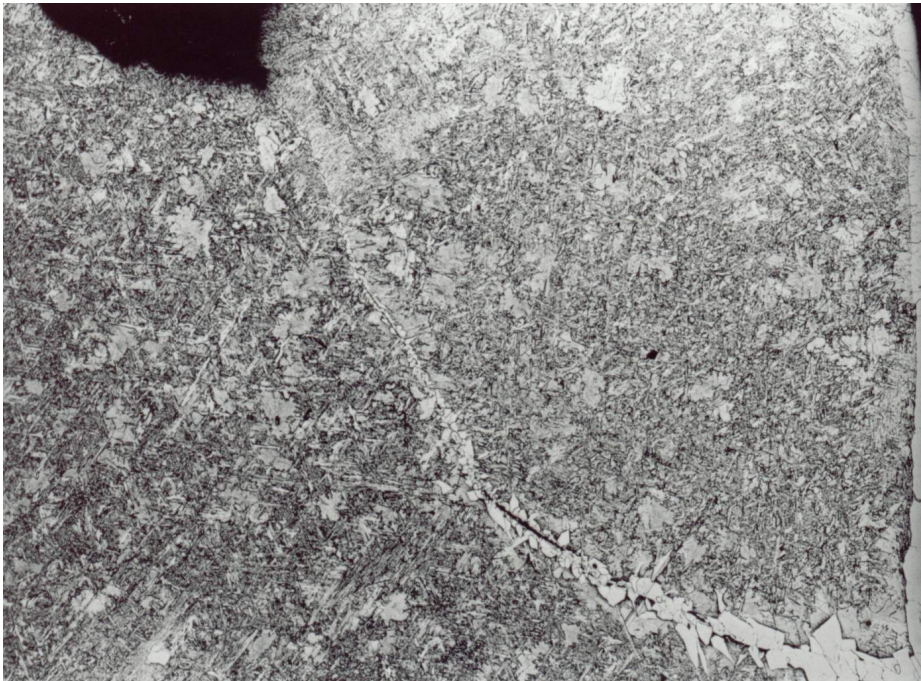


Figura 4.29 - Seção longitudinal mostrando trinca - Aço 0,1% de cobre - Taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ - Temperatura de teste 850°C - Redução de área 50% - ÓPTICO50x.

5 - DISCUSSÃO

5.1 - Introdução

Alguns elementos metálicos que permanecem no aço em pequenas quantidades depois de completado o refino são denominados residuais e sempre estão presentes em alguma quantidade. Alguns deles, como o cobre e o estanho, permanecem porque não são oxidados pelos processos normais de fabricação do aço [56]. O maior problema de processamento causado pelos residuais no processamento dos aços é a fragilidade a quente. Este problema é consequência direta do fato de que alguns elementos como cobre, estanho, níquel, arsênio e antimônio, por serem mais nobres que o ferro, não são oxidados quando o aço está aquecido e, conseqüentemente, como o ferro é removido, por oxidação, das camadas superficiais, estes residuais acabam tendo a concentração aumentada em pontos localizados.

Um problema potencial associado ao cobre no processamento dos aços e outros residuais são as trincas de lingotamento contínuo. Alguns autores [57] estudando trincas em lingotamento contínuo indicam que elas podem estar associadas com a presença de cobre, níquel e estanho. Porém, outras informações não publicadas [58] afirmam que adição de níquel na razão de 1:1 para cobre (0,25% de cobre) chegam a aumentar o problema de incidência de trinca em lingotamento contínuo. Já um outro estudo de laboratório [59], indicou que o cobre só afeta a ductilidade a quente quando testes são efetuados com corpos de prova fundidos “in situ” e sob atmosfera oxidante. O mesmo trabalho informa sobre a eficiência do níquel na prevenção do problema de trincas e da não conformidade do problema com a clássica fragilidade a quente, sendo a causa das trincas relacionadas com a presença de oxissulfetos no contorno de grão austenítico e não com fases ricas em cobre.

O cobre ocorre nos aços como impureza residual, ou adicionado, como forma de melhorar algumas propriedades. De uma ou de outra forma, ele está presente em quantidades variáveis e seu banimento dos aços é improvável, visto que seus benefícios estão sendo cada dia mais evidentes. A completa remoção também é inviável, visto que ele não é oxidado pelos processos de elaboração dos aços. Além disto, a pressão ambiental cresce a cada dia, e o uso de sucata deve crescer junto, e na mesma proporção. A sucata é a principal fonte de cobre indesejável nos aços.

Sua adição nos aços é para melhorar a resistência à corrosão em aços estruturais, cujo teor é em torno de 0,2%. Com este teor permite-se uma melhor resistência às atmosferas agressivas e pode se ter uma redução na necessidade de pintura. Uma outra razão é seu efeito nas propriedades mecânicas. Para melhorar a soldabilidade, alguns aços para plataformas continentais têm o teor de carbono reduzido. Nestes casos a adição de cobre pode chegar a teores tão altos como 1,2% para obtenção de melhoria das propriedades mecânicas por envelhecimento [60].

Adicionado ou como residual, o cobre é sempre um problema para a ductilidade a quente dos aços e sua presença pode causar problemas sérios no processo de lingotamento contínuo. O efeito bem conhecido do cobre na ductilidade a quente dos aços é a chamada fragilidade a quente. Este problema ocorre quando o limite de solubilidade na austenita é ultrapassado e o cobre é segregado para o contorno de grão austenítico. Como seu ponto de fusão é de 1.080°C, a presença desta fase irá enfraquecer o material a altas temperaturas, causando sérios problemas, sobretudo em laminação a quente [61], cujas temperaturas são suficientes para fundir o cobre segregado. O limite de solubilidade na austenita é de aproximadamente 9%. Obviamente, este teor está bem acima de qualquer adição de uso comercial já imaginada. A maior causa de fragilidade a quente está no enriquecimento localizado do teor de cobre, causando sua precipitação, pois a segregação durante a

solidificação pode atingir estes valores de saturação. Além disto, o enriquecimento também ocorre com o resfriamento no lingotamento contínuo. Como o cobre é menos oxidável que o ferro, durante o resfriamento, haverá uma retirada de ferro na forma de óxido e, conseqüentemente, haverá aumento localizado na concentração de cobre, favorecendo o fenômeno. Adição de níquel aumenta a solubilidade do cobre na austenita e costuma amenizar o problema [48].

5.2 - Efeito da Taxa de Resfriamento

O aumento da velocidade de resfriamento já foi estudado anteriormente para aços microligados [62]. Um aumento da taxa de resfriamento, para estes aços, sempre deteriora a ductilidade a quente em maior ou menor grau. Aumentando-se a velocidade de resfriamento, haverá uma maior possibilidade de formação de precipitados finos de microligantes, visto que o coalescimento é um processo controlado por difusão e demanda tempo a altas temperaturas. Como já foi visto na revisão bibliográfica, precipitados são pontos de concentração de tensão e, portanto, geradores de trincas. Em condição de dispersão fina, estas trincas são geradas mais próximas e, portanto, facilitando seu coalescimento. No presente trabalho, não foi possível a investigação da distribuição e do tamanho dos precipitados por microscopia eletrônica de transmissão, pois tal facilidade não estava disponibilizada. No entanto, o efeito da taxa de resfriamento foi confirmado: maiores taxas de resfriamento causaram pior ductilidade. Este efeito ocorreu, marcadamente, para o aço de maior teor de cobre (0,5% de cobre) e em menor intensidade para o aço com baixo teor (0,1% de cobre).

5.3 - Precipitação de Cobre

Foram detectadas regiões ricas em cobre para o aço com alto teor de cobre testados nas duas taxas de resfriamento. Para o aço com baixo teor de cobre só foram encontrados precipitados na taxa de resfriamento mais baixa, levando a concluir que não houve tempo para precipitação quando a velocidade de resfriamento era elevada. Esta ausência de precipitados permitiu uma "melhora" na ductilidade a quente pois permitiu que este aço tivesse uma ductilidade comparável com o aço de alto teor testado na mesma velocidade de resfriamento. (compare as curvas "quase idênticas" vermelha e azul escuro) (Figura 4.1).

Aço com Alto Teor de Cobre

Analisando as curvas de ductilidade a quente para estes aços (Figura 4.1), nota-se que o alto teor de cobre provavelmente causou um aumento na fração volumétrica de precipitados e, portanto, pior ductilidade. Neste aço foram detectadas grandes regiões ricas em cobre para taxa de resfriamento de 25°C/min, como pode ser visto nas figuras 4.17a e 4.18a. Não se sabe se estas segregações contribuíram para o empobrecimento da ductilidade, mas o aumento da velocidade de resfriamento não foi suficiente para evitá-las, e sua ocorrência foi detectada também na taxa de 100°C/min para o aço com alto teor de cobre, visto nas Figuras 4.14a, 4.15a e 4.16a.

Aço com Baixo Teor de Cobre

Adições menores de cobre também apresentaram fases ricas em cobre que contribuíram para a fratura do material. No entanto, este fenômeno só ocorre, no caso de aços com baixo teor de cobre, para velocidades de resfriamento baixas (Figuras 4.19a e 4.20a) e nada foi encontrado, em termos de regiões ricas em cobre para altas velocidades de resfriamento. Numa

primeira análise, as fases ricas em cobre encontradas eram suspeitas de terem segregado durante a solidificação. No entanto, como foi registrada a ocorrência destas fases em aços de alto e baixo cobre, mas, neste último, somente na condição de baixa velocidade de resfriamento, em sete corpos de prova, é provável que a sua origem não esteja relacionada ao processo de solidificação. Cabe, entretanto, ressaltar que, o fato de não ter sido encontrada a fase rica em Cu pode estar associado ao número limitado de amostragens realizadas para a análise metalográfica.

5.4 - Análise das Curvas de Ductilidade a Quente

Estas curvas foram apresentadas na Figura 4.1 para os aços com alto e baixo teor de cobre e nas taxas de resfriamento de 25 e 100°Cmin⁻¹.

Numa análise geral, são válidas as proposições gerais para o comportamento dos aços, já discutidas, portanto, confirmado os efeitos deletérios de algumas variáveis tais como o maior teor de cobre, a fração volumétrica e tamanho de precipitados e inclusões, além do filme fino de ferrita entre as temperaturas A_{e3} e A_{r3} . A seguir são discutidas estas variáveis, dentre as que puderam ser avaliadas:

A_{e3} e A_{r3}

Adição de cobre causa um abaixamento, embora pequeno, da temperatura A_{e3} , calculado pela fórmula de Andrews [55]. Esta proporção de abaixamento ~10°C é mantida para a temperatura A_{r3} . Já um aumento da taxa de resfriamento provoca um efeito maior em A_{r3} , causando uma redução de 50°C nesta temperatura, quando se passa de taxa de resfriamento de 25 para 100°Cmin⁻¹.

Filme de Ferrita

Foi confirmada a presença e a importância do filme de ferrita na fratura, quer na superfície de fratura, causando fratura frágil, algumas delas com inclusões nas cavidades, como visto na microscopia eletrônica de varredura (Figura 5.1) ou, na microscopia óptica, onde a presença do filme de ferrita foi confirmada tanto na superfície de fratura como ponto de concentração de trincas, visto nas Figuras 4.21 e 4.22.

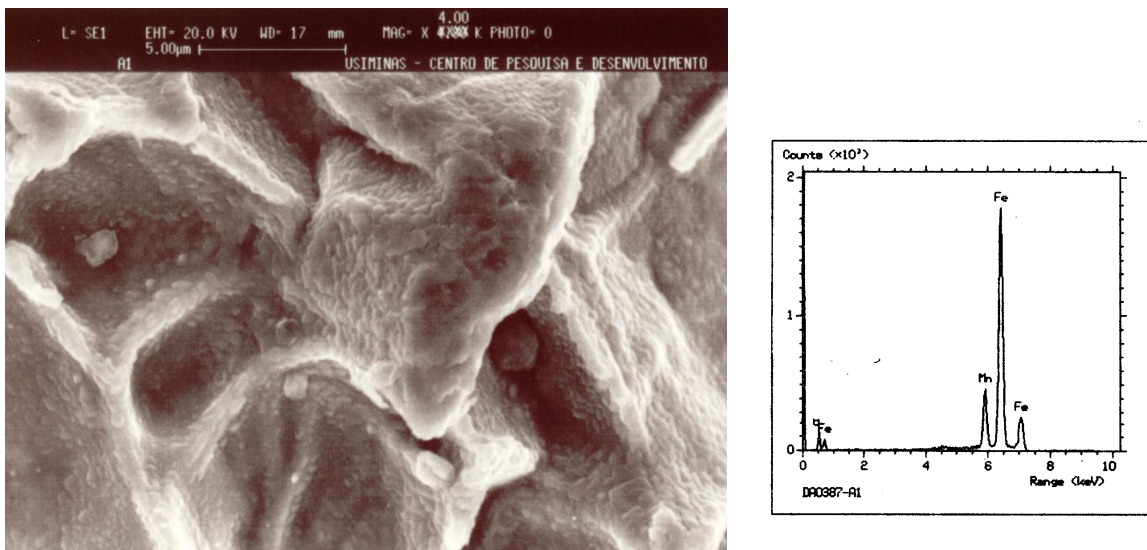


Figura 5.1 - Superfície de fratura mostrando fratura intergranular com partículas internas nas cavidades apresentando alto teor de Mn, Figura repetida de 4.6 com maior ampliação para mostrar detalhes - Aço 0,5% de cobre - Taxa de resfriamento 25°Cmin⁻¹ - Temperatura de teste 800°C - Redução de área 52% - MEV4000x.

Inclusões

Embora o aço apresente baixo teor de manganês e enxofre, algumas inclusões foram encontradas dentro das cavidades da superfície de fratura, conforme já foi descrito a pouco e mostrado na Figura 5.1. Não foi possível analisá-las de uma forma precisa, mas algumas delas apresentaram alto teor de manganês. Não se encontrou enxofre na análise por energia dispersiva de raios X e, portanto, não se pode confirmar se eram sulfetos de manganês, como é normal nos aços com manganês e enxofre mais elevados.

5.5 - Comportamento Geral das Curvas de Ductilidade a Quente

Considerando uma análise geral das variáveis expostas acima, os efeitos das mesmas sobre as curvas tiveram o comportamento esperado. No entanto, uma análise mais cuidadosa mostra algumas surpresas, que aparentemente estão incoerentes com a teoria geral. Para tanto vamos analisar as curvas de ductilidade a quente aos pares:

1) Comparação para aços testados a baixa taxa de resfriamento $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ (baixo e alto cobre)

Este par de curva apresenta um comportamento bastante previsível e apresentou a maior diferença em valores de redução de área de todos os aços testados (Figura 5.2). O deslocamento relativo entre as curvas é consequência do efeito da taxa de resfriamento e do teor de cobre em Ar3 e Ae3. Considerando a baixa velocidade de resfriamento e, que a condição de tempo foi suficiente para a saída do Cu de solução em ambos os teores, vemos que, de uma forma coerente com a teoria, à condição com menor teor proporcionou melhor ductilidade a quente pelo simples fato de uma maior fração volumétrica. Foram encontradas fases ricas em Cu nos dois casos na análise por energia dispersiva de raios X.

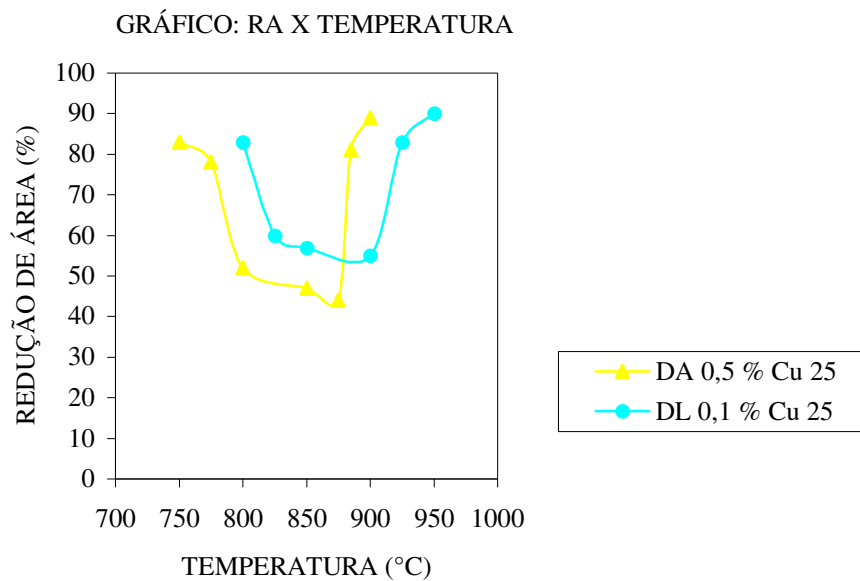


Figura 5.2 - Curvas de ductilidade a quente dos aços alto e baixo cobre com resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

2) Comparação para aços testados a alta taxa de resfriamento $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ (baixo e alto cobre)

Estas curvas (Figura 5.3) praticamente não apresentam diferença, com uma leve vantagem para o aço com baixo cobre. Como não foram encontradas fases ricas em cobre no aço de baixo cobre, sugere-se que, a esta taxa de resfriamento, só é possível precipitação de fases ricas em cobre se o teor no aço for alto. O efeito de precipitação fina parece predominante e, como novamente a ductilidade da fase rica em cobre deve apresentar pouca influência, sua presença causou pouco efeito deletério e portanto as curvas praticamente se sobrepõem.

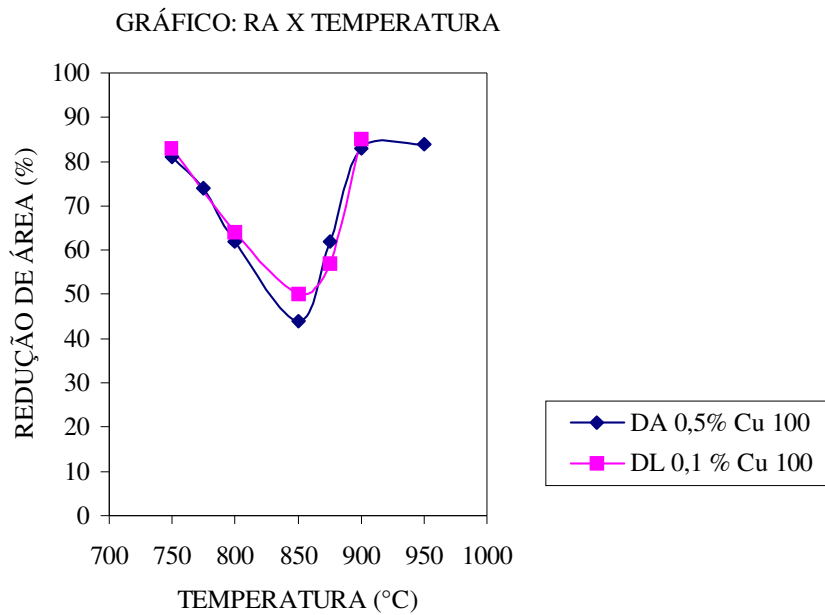


Figura 5.3 - Curvas de ductilidade a quente dos aços alto e baixo cobre com resfriamento a $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

3) Comparação para aço baixo cobre a 100 e $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$

Neste caso, aparentemente também não há surpresas (Figura 5.4): Melhor ductilidade a quente para baixa taxa de resfriamento. Os aços com baixo cobre comportam-se da "forma esperada" quando testados a alta e baixa taxa de resfriamento. Considerando que o deslocamento da curva foi consequência do efeito da taxa de resfriamento nas temperatura de transformação (A_{r3} , A_{e3}), vemos que a pior ductilidade a quente apresentada pela condição de alta taxa de resfriamento deve ser resultado de uma precipitação mais fina. Mas, observando-se com mais cuidado, vemos que na inspeção por energia dispersiva de raios X, foram identificadas fases ricas em cobre na condição de baixa taxa de resfriamento e nada foi encontrado em alta taxa de resfriamento. Concluí-se, portanto, que estas regiões grosseiras ricas em cobre são de pouca influência para a ductilidade a quente, desde que em temperaturas relativamente baixas, sugerindo que, além do benefício do maior tamanho, o cobre deve apresentar boa ductilidade nestas temperaturas.

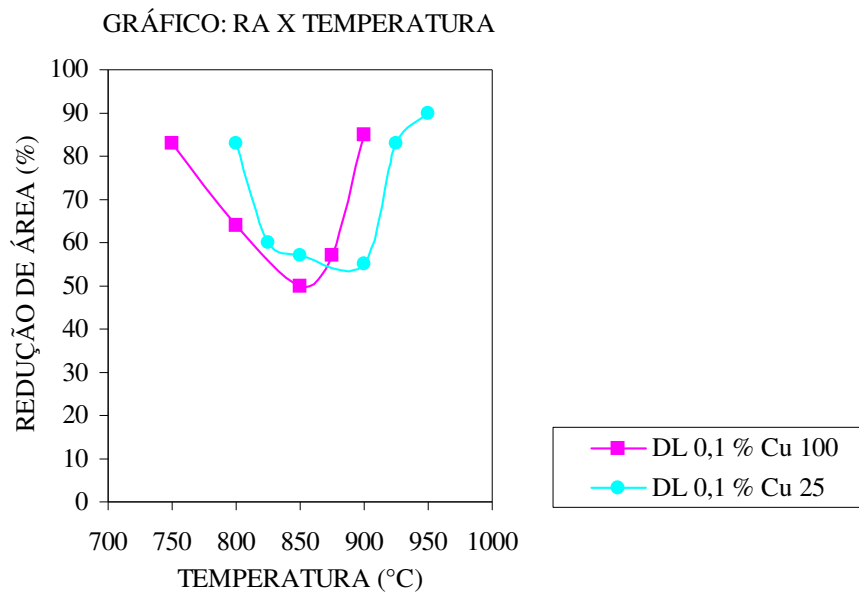


Figura 5.4 - Curvas de ductilidade a quente do aço baixo cobre com resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ e $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

4) Comparação para aço alto cobre a 100 e $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$

Esta comparação é mais problemática ou mais ilustrativa, conforme se possa compreender o que deve ter ocorrido (Figura 5.5). Sendo os dois aços com alto teor de cobre, de acordo com a teoria, a melhor ductilidade deveria ser para aços resfriados mais lentamente. Acontece que, desconsiderados os efeitos de A_{e3} e A_{r3} , ocorre exatamente o inverso, com uma pequena melhora para aços resfriados mais rapidamente. Se observarmos as análises de energia dispersiva de raios X, vemos que, em ambos os casos, ocorreu a precipitação de fases ricas em cobre, portanto, o que se conclui é que aços com altos teores conseguem expulsar o cobre que estava em solução supersaturada na austenita, de qualquer forma. No entanto, para taxas de resfriamento mais brandas, ($25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ contra $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$), há uma melhor condição de precipitação e, portanto, uma maior fração volumétrica de regiões ricas em cobre poderá ser encontrada. Este fator acaba por sobrepor ao efeito de coalescimento de precipitados que daria melhor ductilidade para baixas taxas de resfriamento. Forma-se portanto um

contrabalanço entre estas duas condições, que, em cada caso, daria uma condição de maior ou menor ductilidade a quente, conforme as condições de taxa de resfriamento e composição permitam. Portanto, se, para alto cobre, existem dois mecanismos antagônicos, então temos:

- a) usar baixa velocidade de resfriamento, o que pode gerar maior fração volumétrica - isto é ruim - mas também precipitação grosseira - isto é bom - ou;
- b) usar alta velocidade de resfriamento, que pode gerar menor fração volumétrica de precipitados - isto é bom - mas também pode gerar precipitados finos - isto é ruim.

O contrabalanço entre estes fenômenos irá determinar se a ductilidade do material, nestas condições, será boa ou ruim. Infelizmente esta avaliação requer melhor investigação e análise de microscopia eletrônica de transmissão.

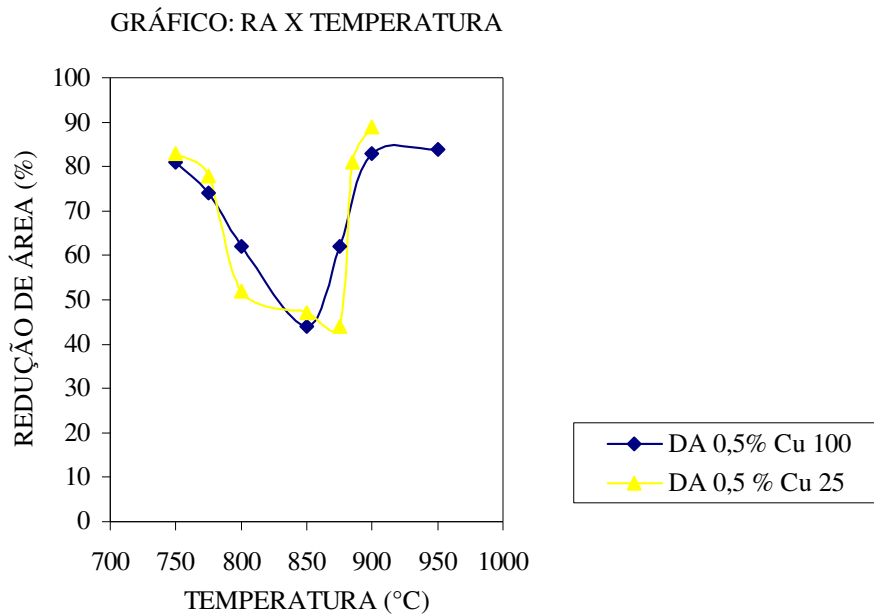


Figura 5.5 - Curvas de ductilidade a quente do aço alto cobre com resfriamento a $25^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$ e $100^{\circ}\text{Cmin}^{-1}$.

5.6 - Confiabilidade dos Resultados

Procurou-se uma padronização dentre os testes realizados. O termopar utilizado, aferido em laboratório da Companhia Siderúrgica de Tubarão, foi o mesmo em todos os testes. Notou-se uma dificuldade na medida do diâmetro final do corpo de prova uma vez que as superfícies fraturadas eram irregulares. Uma média de cada amostra foi retirada utilizando aproximação de uma casa decimal. Alguns pontos, cuja localização na curva não era a esperada, foram repetidos. Contudo, os novos testes apresentaram resultados muito parecidos com os anteriores, que nos fez concluir que a confiabilidade era satisfatória.

5.7 - Conclusões

Adição de cobre em aços C-Mn tem efeito deletério na ductilidade a quente, quando em teores altos e pequenas taxas de resfriamento. Quando em altos teores, aumentando-se a taxa de resfriamento o efeito negativo do cobre tende a diminuir, mantendo-se as outras condições inalteradas. Se por um lado, produzem-se precipitados mais finos, por outro lado, pode-se evitar que o cobre saia de solução, formando uma austenita supersaturada.

No entanto, o aumento de taxas de resfriamento se por este ângulo pode ser até benéfico, pode também causar supersaturação de cobre na austenita, e pode-se pagar um preço alto no processamento futuro do aço. Na laminação, ao reaquecer o metal, este cobre irá se precipitar e causar danos de fragilidade a quente na temperatura de trabalho.

Tomando-se por base os resultados obtidos neste experimento, sugere-se que baixos teores e baixa taxa de resfriamento são as condições ideais para lingotamento e laminação. Se, contudo, a adição de cobre for indispensável para propriedades mecânicas, a solubilidade na

austenita deve ser aumentada com a adição de níquel para que não se tenha problemas sérios na laminação a quente.

6 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A metodologia utilizada no presente trabalho pode ser aplicada ao estudo da influência de diversos elementos na ductilidade a quente dos aços. Sugere-se os seguintes estudos:

- Estudo do tamanho e forma dos precipitados por Microscopia Eletrônica de Transmissão, para confirmar, ou não, conclusões deste trabalho;

- Em se confirmando, realizar estudos com outros teores de Cu e taxa de resfriamento para entender o mecanismo de precipitação do Cu;

- Ciclagem com curva de resfriamento da USIMINAS;

- Adição de Ni.

- Utilizar atmosfera oxidante.

O que se deseja é somar conceitos com o objetivo de auxiliar na execução de trabalhos futuros com o propósito de estar contribuindo no esforço do desenvolvimento tecnológico, bem como servindo de instrumento útil no apoio de atualização de profissionais.

7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRAFICAS

- 1) CROWTHER, D.N. e MINTZ, B.. **Mater. Sci. Technol.**. 1986. 2. 671.
- 2) CARDOSO, G.I.S.L. e YUE S.. **Proceedings of AIME Mech.**. Work Steel Processing Conf.. 1989. 31. 585.
- 3) MACEDO, M.C.S.. COMINELLI, O.G.. PANCIERI, J.G.P.. OLIVEIRA, M.A.L..
CARDOSO, G. I. S. L. e MINTZ, B.. **Efeito da composição química e parâmetros de ensaio sobre a ductilidade a quente de aços C-Mn-Al.**
Contribuição Técnica ao 51º Congresso Anual da ABM.
- 4) ELETROMETAL. **Tecnologia dos Aços.** Capítulo 6.
- 5) FUKUI, S.. **Trans ISIJ.**. 25. Nº8. 1985. P 861.
- 6) PICKERING, F.B.. **Physical Metallurgy and the Design of Steel.** Applied Science Publishers Ltd.. London. 1978.
- 7) EASTERLING, K.. **Introduction to The Physical Metallurgy of Welding.** Butterworths. London. 1982.
- 8) BRADASHIA, Clovis. **Siderurgia para não-siderurgistas.** Curso-Associação Brasileira dos Metais. 1986. Volume II.
- 9) BRINCK, V.. VALADARES, C.A.G. e ANDRADE, S.O.C.. **O processo de Lingotamento Contínuo de Aços.** Palestra proferida por Valadares, C.A.G. no auditório da E.T.F.O.P.. 07/11/1984.
- 10) NASCIMENTO, Altemar Dettogne. **Engenheiro de produção da CST.**
altemar@tubarão.com.br. Comunicação privada. 11/1/2000.

- 11) ARAÚJO, Luiz Antônio de. **Manual de Siderurgia**. Hot-Line Egeria. Editora Discubra. Capítulo XV.
- 12) MORITA, Z. e EMI, T.. **An Introduction to Iron and Steel**. Processing 1ª Edição. Edição KAWSAKI STEEL 21st Century Foundation. Tokio. 1997.
- 13) LEITE, Raimundo Carlos Martins. **DEM-UFC**. rcarlos@dem.UFC.br.
- 14) LANKFORD, W. T.. **Metall. Trans..** 1972. 3. 1331.
- 15) BLAKE, N.W.. **Hot ductility testing of simulation castings**. Rep. MRL/AMP/87/5. BHP. Melbourne. July. 1987.
- 16) MINTZ, B. YUE, S. e JONAS. J.J.. **Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous casting**. International Materials Reviews. 1991. Vol.36. N° 5. 187.
- 17) DAVIS, H.E.. TROXELL, G.E.. e WISKCIL, C.T.. **The Testing and Inspection of Engineering Materials**. 2 ed.. caps. 2-4. McGraw-Hill Book Company. New York. 1955.
- 18) ASTM.. **Standart Methods of Tension Testing of Metallic Materials**. Designation E8-69. 1970. Annual Book of ASTM Standards. pt.31. pp. 194-213. American Society for Testing and Materials. Philadelphia. 1970.
- 19) MINTZ, B. e ARROWSMITH, J. M. **Met. Technol..** 1979. 6. 24.
- 20) WILCOX, J.R. e HONEYCOMBE, R.W.K.. **'Hot working and forming processes'**. Ed. C. M. Sellars and G. J. Davies. 108. 1980. London. The Metals Society.
- 21) WILCOX, J. R. e HONEYCOMBE, R. W. K.. **Mater. Sci. Technol..** 1987. 3. 849.
- 22) MAKI, T.. NAGAMICHI, T.. ABE, N.. e TAMURA, I.. **Tetsu-to-Hagané**. J. Iron Steel Inst. Jpn. 1985. 71. 1367.
- 23) CROWTHER, D.N. e MINTZ, B.. **Mater. Sci. Technol..** 1986. 2. 671.

- 24) CARDOSO, G.I.S.I. e YUE, S.. **Proc. AIME Mech. Work. Steel Process. Conf.**. 1989. 31. 585.
- 25) A. SANDBERG e W. ROBERTS. "**Thermomechanical processing of microalloyed austenite**". 405. 1982. Warrendale. PA. Metallurgical Society of AIME.
- 26) AMIN, R.K. e PICKERING, F.B.. "**Thermomechanical processing of micoalloyed austenite**". 377. 1982. Warrendale. PA. Metallurgical Society of AIME.
- 27) UMEMOTO, M. e TAMURA, I.. **Kyoto University**. Japan.. 1985.
- 28) MINTZ, B. WILCOX, J. R. e CROWTHER, D. N.. **Mater. Sci technol.**. 1986. 2. 589.
- 29) MAEHARA, Y. e OHMORI, Y.. **Mater. Sci. Eng.**. 1984. 62. 109.
- 30) OUCHI, C. e MATSUMOTO, K.. **Trans. Iron Steel Inst.**. Jpn. 1982. 22. 181.
- 31) CHANG, H. C. e GRANT, N. J.. **Trans. AIME**. 1956. 206. 544.
- 32) GIFKINS, R.G.. **Acta Metall.**. 1956. 4. 98.
- 33) GRANT, N. J. e MULLENDORE, A. W.. "**Deformation and fracture at elevated temperatures**". 1965. Cambridge. MA. MIT Press.
- 34) SERVI, I e GRANT, N. J.. **Trans. AIME**. 1951. 191. 917.
- 35) EVANS, H. E.. "**Creep frature**". 1984. Oxford. Pergamon Press.
- 36) WHITE, F. E. e ROSSARD, C.. "**Deformation under hot working conditions**". 14. 1968. London. The Iron and Steel Institute.
- 37) WRAY, P. J.. **Met. technol.**. 1981. 8. 466.
- 38) KEENE, D.M.. SELLARS, C.M. e TEGART, W. J. McG.. "**Deformation under hot working conditions**". 21. 1968. London. The Iron and Steel Institute.
- 39) McQUEEN, H. J. e JONAS, J. J.. "**Recovery and recrystallization during high temperature deformation in plastic deformation of metals**". Vol. 6. 393. 1975. New York. Academic Press.

- 40) GITTINS, A.. **Int. Met. Rev.** 1977. 22. 213.
- 41) WRAY, P.J.. **Metall. Trans.** 1975. 6A 1379.
- 42) CROWTHER, D. N. e MINTZ, B.. **Mater. Sci. Technol.** 1986. 2. 1099.
- 43) LUTON, M.J. e SELLARS, C. M.. **Acta Metall.** 1969. 17. 1033.
- 44) BERNARD, G.. BIRAT, J. P.. CONSEIL, B. e HUMBERT, J.C.. **Rev. Metall.** 1978. 75. 467.
- 45) CROWTHER, D. N.. MOHAMED, Z. e MINTZ, B.. **Trans. Iron Steel Inst. Jpn.** 1987. 27. 366.
- 46) WILCOX, J.R e HONEYCOMBE, R. W. K.. **Met. Technol.** 1984. 11. 217.
- 47) MINTZ, B.. YUE, S. e JONAS, J.J.. **Proc. Int. Conf. on "Recrystallization in metallic materials"**. Wollongong. NSW. 553. 1990. Warrendale. PA. Metallurgical Society of AIME.
- 48) MINTZ, B. **The Influence of composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking.** ISIJ International. Reprinted from Vol. 39. 1999. N° 9. September.
- 49) HANNERRZ, N. E.. **Trans. Iron Steel Int. Jpn.** 25. 1985. 149.
- 50) NACHTRAB, W. T. e CHOU, Y. T.. **Metall. Trans.** 17A. 1986. 1995.
- 51) MINTZ, B.. CROWTHER, D.N. e ABUSSHOSHA, R.. **Mater. Sci. Technol.** 11. 1995. 474-481.
- 52) MELFORD, D. A.. **J. Iron Steel Ins.** 200. 1962. N° 4. 290.
- 53) MATOS, M.F.. SILVA, A.G.. FONTES, R,S.. SOARES, L.A.. MELO, W.G.V.. e CARDOSO, C.I.S.L.. **Metalurgia e Materiais.** ABM. Vol. 52. N°453. Maio 1996. p.299.

- 54) OUCHI, Chiaki. **The effect of hot rolling conditions and chemical compositions on the onset of gamma to alpha transformation after hot rolling.** Testsu to Hagane. 67 (1). Jan.. 1981. 143-52.
- 55) ANDREWS, K.W.. **Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures.** Journal of The Iron and Steel Institute. July. 1965.
- 56) HARTLY, A .J.. EASTBUM, P. e LEECE, N.. **"Residuals, additives and materials properties"**. ed. A. Kelly et al. 45-55. 1980. London. The Royal Society.
- 57) BURDEM, M.H.. FUNNEL, G.D.. WHITAKER, A. G.. e YOUNG, J.M.. **"Solidification and Casting of Metals.** 279-236. 1979. London. The Royal Society.
- 58) BRITISH Steel. **Ravencraig Works.** Comunicação pessoal ao orientador. 1990.
- 59) MINTZ, B.. ABUSHOSHA, R. e CROWTHER, D.. **Materials Science and Technology.** Maio. 1995. 474-481.
- 60) JACKSON, W.J. e SOUTHALL, D.M.. **"Residuals, additives and materials properties"**. ed. A. Kelly et al. 125. 1980. London. The Royal Society.
- 61) MELFORD, D. A.. **"Residuals, additives and materials properties"**. ed. A. Kelly et al. 89-103. 1980. London. The Royal Society.
- 62) COMINELLI, O. G.. **The influence of cooling rate and microalloying additions of Ti and Nb on the hot ductility of HSLA steels.** Departament of Mechanical Engineering and Aeronautics. City University. London. September. 1998.