

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

ESTUDO DA FORMAÇÃO DE TRINCAS INTERNAS  
CENTRAIS EM BARRAS LAMINADAS EM AÇO SAE 1141

**Alexander Cappellari**

Dissertação para obtenção do Título de Mestre  
em Engenharia

Porto Alegre  
2006

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGEM

ESTUDO DA FORMAÇÃO DE TRINCAS INTERNAS  
CENTRAIS EM BARRAS LAMINADAS EM AÇO SAE 1141

ALEXANDER CAPPELLARI  
Engenheiro Metalúrgico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGEM, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre  
2006

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do Título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Afonso Reguly, Dr.

Co-orientador: Luis Augusto Colembergue Klujso, D. Sc.

Banca Examinadora:

Prof. Juan Carlos Garcia de Blas, Dr. – COPPE / UFRJ

Prof. Telmo Roberto Strohaecker, Dr. – PPGEM / UFRGS

Prof. Alexandre da Silva Rocha, Dr. – PPGEM / UFRGS

Prof. Dr. Antônio C. F. Vilela  
Coordenador do PPGEM

*À Laura, meu maior patrimônio.*

## AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi realizado com o apoio e participação de inúmeras pessoas, cujas contribuições foram decisivas tanto para o bom andamento do mesmo, como para a sua conclusão. Gostaria que cada pessoa que fez parte desta equipe se sentisse agradecida.

Ao Grupo Gerdau pela acolhida e pela oportunidade de desenvolvimento profissional e capacitação técnica.

Ao Dr. Luis Augusto Colembergue Klujszo por sua valiosa contribuição, tanto nas oportunas sugestões oferecidas – e oportunamente aproveitadas –, como pela presteza no auxílio à implementação das mesmas.

Ao Prof. Dr. Afonso Reguly pela orientação técnica e tranqüilidade.

Ao Engenheiro Valmor Carnino, vulgo “*chico*”, colega e amigo onde muitas vezes fui buscar ajuda, e Rogério Mahl, pela execução dos testes no simulador Gleeble.

Aos colegas das áreas de Aciaria, Laminação e Inspeção da Gerdau Aços Especiais Piratini pela contribuição na realização dos experimentos e retiradas de amostras – muitas vezes bastante difíceis, ultra-som na linha, etc., etc., etc... e pelas centenas de horas de convívio e aprendizagem.

Aos colegas dos laboratórios metalúrgico e químico da Gerdau Aços Especiais Piratini pelo auxílio na execução dos ensaios e camaradagem.

Aos colegas Jair Leopoldo Janoski e Walter Pereira Lima pelas análises e caracterizações metalúrgicas e imagens do MEV.

Ao pessoal do IAS – Instituto Argentino de Siderurgia pelo suporte técnico na “*questão hidrogênio*” e pelo auxílio na realização de análises relativamente complexas ao MEV.

Aos demais colegas e amigos que fiz durante o meu período de estada na Gerdau Aços Especiais Piratini, pela valorosa contribuição na forma de sugestões, críticas e comentários que serviram para a melhora deste.

## SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	1
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1	Caracterização das Trincas Internas em Produtos Lingotados Continuamente.....	3
2.2	Características do Processo de Solidificação.....	4
2.2.1	Estrutura de Solidificação <sup>(1)</sup> .....	4
2.2.2	Conteúdos de Segregação.....	6
2.2.3	Considerações sobre a Agitação Eletromagnética.....	7
2.3	Elementos Fragilizantes.....	12
2.3.1	Efeito do Hidrogênio.....	13
2.3.2	Efeito de Algumas Impurezas.....	23
2.4	Transformações de Fase.....	26
2.4.1	Transformações em Equilíbrio.....	26
2.4.2	Transformações Fora do Equilíbrio.....	27
2.4.3	Efeito dos Elementos de Liga.....	30
2.4.4	Efeito da Velocidade de Resfriamento.....	34
3	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....	38
3.1	Material.....	38
3.2	Equipamentos Utilizados.....	39
3.3	Descrição dos Experimentos.....	44
3.3.1	Experimentos no Lingotamento Contínuo.....	44
3.3.2	Experimentos de Redução em Área na Laminação.....	51
3.3.3	Experimentos de Abafamento Pós-Lingotamento Contínuo e Pós-Laminação.....	52
4	RESULTADOS.....	57
4.1	Resultados das Análises no Produto Laminado.....	57
4.2	Abordagem Genérica dos Defeitos Tipo Trincas Internas Centrais.....	58
4.3	Resultados dos Experimentos Relacionados ao <i>FEMS</i> e Curvas de Ductilidade.....	60
4.4	Resultados dos Experimentos Relacionados à Redução em Área na Laminação.....	78
4.4.1	Avaliação da Trinca Obtida após o Último Passe de Laminação e Mapeamento dos Elementos de Liga na Região da Trinca.....	81
4.5	Resultados dos Experimentos Relacionados ao Abafamento.....	84
5	DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	93
6	CONCLUSÕES.....	103
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	105
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	107
9	ANEXOS.....	110

## LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1	Desenho esquemático de um tarugo mostrando diferentes tipos de trincas internas.....	4
Figura 2-2	Possíveis microestruturas de lingotes. / a) Grãos colunares. / b) Grãos colunares e grãos equiaxiais no centro. / c) Grãos equiaxiais coquilhados finos, grãos colunares e grãos equiaxiais no centro. / d) Grãos equiaxiais. <sup>(1)</sup> .....	5
Figura 2-3	Estrutura esquemática típica da seção transversal de um tarugo indicando as zonas coquilhada (periférica), colunar (intermediária) e equiaxial (núcleo). <sup>(2)</sup> .....	6
Figura 2-4	Ilustração esquemática da origem da microestrutura bandeada devido à segregação química. <sup>(5)</sup> .....	8
Figura 2-5	Configurações dos <i>EMS</i> usualmente utilizados em máquinas de LC. Em destaque, a configuração utilizada nos experimentos, composta de <i>MEMS</i> + <i>FEMS</i> . <sup>(6)</sup> .....	9
Figura 2-6	Distintas configurações possíveis para a utilização do <i>FEMS</i> . No detalhe, imagem ilustrativa do equipamento. <sup>(6)</sup> .....	10
Figura 2-7	Modelo de solidificação natural (sem agitação eletromagnética) proposto pelo IRSID. No detalhe, estrutura bruta de solidificação resultante de impressão de Baumann realizada na seção transversal de um tarugo de LC. <sup>(6)</sup> .....	11
Figura 2-8	Impressão de Baumann revelando a banda branca.....	12
Figura 2-9	Solubilidade do hidrogênio no Fe sólido e líquido. <sup>(12)</sup> .....	15
Figura 2-10	Distintas morfologias adotadas pelas trincas devidas ao hidrogênio. / a) Flocos. <sup>(27)</sup> / b) Propagação através de um microconstituente. / c) Propagação em zigue-zague. / d) Propagação através de inclusões. <sup>(12)</sup> .....	21
Figura 2-11	Fissuras causadas por fragilização (esquerda); fissuras por descontinuidade (centro) e olhos de peixe (direita). <sup>(12)</sup> .....	22
Figura 2-12	Efeito das partículas de segunda-fase na ductilidade. <sup>(29)</sup> .....	25
Figura 2-13	a) Seqüência de nucleação da perlita nos contornos de grão da Fe- $\gamma$ . / b) Processo de crescimento da perlita por ramificação a partir dos contornos de grão da Fe- $\gamma$ . <sup>(31)</sup> .....	27
Figura 2-14	Seqüência de transformação da Fe- $\gamma$ em um aço hipoeutetóide com pequenos superresfriamentos. <sup>(31)</sup> .....	28
Figura 2-15	Varição da temperatura de transformação eutetóide com a concentração de vários elementos de liga em solução. <sup>(32)</sup> .....	31
Figura 2-16	Varição do C do eutetóide com o teor de vários elementos em solução. <sup>(32)</sup> .....	31
Figura 2-17	Diagrama de transformação isotérmica para aços com aproximadamente constantes teores de C e variáveis de Mn. / a) 1060, 0,63C-0,87Mn. / b) 1060/1065 Mod., 0,64C-1,13Mn. / c) 1320 cementado, 0,60C-1,88Mn. <sup>(3)</sup> .....	32
Figura 2-18	Diagrama de transformação isotérmica para aços com aproximadamente constantes teores de C e Mn e variáveis de Si. / a) Fe-C-Mn, 0,50C-0,53Si-0,23Mn-0,05Cr. / b) Fe-C-Si, 0,54C-1,27Si-0,23Mn-0,05Cr. <sup>(3)</sup> .....	33

Figura 2-19	Diagrama de transformação isotérmica para aços com aproximadamente constantes teores de C e Mn e variáveis de Mo. / a) 1019, 0,17C-0,92Mn. / b) 4027, 0,26C-0,87Mn-0,26Mo. <sup>(3)</sup> .....	33
Figura 2-20	Curva CCT em um aço eutetóide (C – 0,89%; Mn – 0,29%) austenitizado a 870°C. <sup>(31)</sup> .....	35
Figura 3-1	Fluxo de fabricação do aço SAE 1141, com destaque para os processos nos quais se atuou na investigação das possíveis causas de geração das trincas internas centrais.....	39
Figura 3-2	Simulador físico Gleeble 3500. <sup>(34)</sup> .....	41
Figura 3-3	Configuração do módulo de tração para a realização do ensaio de tração a quente. <sup>(35)</sup> .....	43
Figura 3-4	Geometria do corpo de prova utilizado na simulação física. <sup>(34)</sup> .....	44
Figura 3-5	Plano de inspeção programado para ser executado ao longo da condução dos experimentos envolvendo a utilização do <i>FEMS</i> .....	46
Figura 3-6	Sistemática utilizada para a determinação da segregação química em tarugos.....	47
Figura 3-7	Amostragem a partir de blocos do LC para confecção dos corpos de prova utilizados na construção das curvas de ductilidade pelo simulador Gleeble.....	49
Figura 3-8	Amostragem a partir de barras laminadas para confecção dos corpos de prova utilizados na construção das curvas de ductilidade pelo simulador Gleeble.....	49
Figura 3-9	Seqüência operacional de experimentos e amostragens realizadas para a construção das curvas de ductilidade para tarugos.....	50
Figura 3-10	Seqüência operacional de experimentos e amostragens realizadas para a construção das curvas de ductilidade para barras laminadas.....	50
Figura 3-11	Seqüência operacional de experimentos realizados na laminação e amostragens pós-passes de conformação. ....	52
Figura 3-12	Relação entre teores de hidrogênio e sucateamento por trincas internas centrais para barras laminadas de diâmetros superiores a 75,00 mm.....	53
Figura 3-13	Seqüência operacional dos experimentos de abafamento aplicado ao material após a sua produção em aciaria e laminação e respectivas amostragens. ....	54
Figura 4-1	Microestrutura representativa do produto laminado.....	58
Figura 4-2	Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.....	59
Figura 4-3	Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 4-2.....	59
Figura 4-4	Micrografias representativas das trincas observadas na região do núcleo de barras de diferentes corridas. / a; b) <i>Corrida B</i> . / c; d) <i>Corrida C</i> . ....	59
Figura 4-5	Micrografias representativas das trincas observadas na região do núcleo de barras de diferentes corridas. / a; b) <i>Corrida B</i> . / c; d) <i>Corrida C</i> . ....	60
Figura 4-6	Conteúdo de C distribuído ao longo das regiões de análise nos tarugos.....	61
Figura 4-7	Conteúdo de S distribuído ao longo das regiões de análise nos tarugos. ....	61
Figura 4-8	Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados com <i>FEMS</i> provenientes do início do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	62
Figura 4-9	Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados com <i>FEMS</i> provenientes do final do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	62
Figura 4-10	Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados sem <i>FEMS</i> provenientes do início do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	62
Figura 4-11	Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados sem <i>FEMS</i> provenientes do final do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	63

Figura 4-12	Aspecto do perfil de segregação longitudinal obtido a partir do corte de amostras de barras. / (a) Sem <i>FEMS</i> . / (b) Com <i>FEMS</i> .....	63
Figura 4-13	Dissolução da matriz metálica para revelação de sulfetos. / a) Imagem de sulfetos captada no MEV por elétrons secundários. / b; c; d; e) Detalhes a maiores aumentos, revelando desenvolvimento dendrítico para os sulfetos.....	64
Figura 4-14	Dissolução da matriz metálica para revelação de sulfetos. / a) Imagem de sulfetos captada no MEV por elétrons secundários. / b; c; d) Mapeamento de Fe, Mn e S.....	65
Figura 4-15	Distribuição dos sulfetos no tarugo dado pela quantidade de sulfetos por cm <sup>2</sup> em função da região do tarugo. ....	65
Figura 4-16	Tamanho médio dos sulfetos no tarugo dado em μm <sup>2</sup> em função da região do tarugo. ....	66
Figura 4-17	Área ocupada pelos sulfetos no tarugo dado em % em função da região do tarugo.....	66
Figura 4-18	Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados com <i>FEMS</i> , de início de LC. ....	67
Figura 4-19	Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados com <i>FEMS</i> , de final de LC.....	68
Figura 4-20	Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados sem <i>FEMS</i> , de início de LC. ....	69
Figura 4-21	Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados sem <i>FEMS</i> , de final de LC.....	70
Figura 4-22	Macrografia referente aos tarugo elaborados com <i>FEMS</i> , de início de LC. ....	71
Figura 4-23	Macrografia referente aos tarugo elaborados com <i>FEMS</i> , de final de LC. .	72
Figura 4-24	Macrografia referente aos tarugo elaborados sem <i>FEMS</i> , de início de LC. ....	73
Figura 4-25	Macrografia referente aos tarugo elaborados sem <i>FEMS</i> , de final de LC... ..	74
Figura 4-26	Macrografia referente às barras laminadas a partir dos tarugos lingotados com <i>FEMS</i> . ....	75
Figura 4-27	Macrografia referente às barras laminadas a partir dos tarugos lingotados sem <i>FEMS</i> . ....	75
Figura 4-28	Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da superfície de tarugos produzidos com uso de <i>FEMS</i> . ....	76
Figura 4-29	Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas do núcleo de tarugos produzidos com uso de <i>FEMS</i> . ....	76
Figura 4-30	Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da superfície de tarugos produzidos sem uso de <i>FEMS</i> .....	77
Figura 4-31	Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas do núcleo de tarugos produzidos sem uso de <i>FEMS</i> .....	77
Figura 4-32	Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da região do meio-raio de barras laminadas produzidas com uso de <i>FEMS</i> .....	77
Figura 4-33	Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da região do meio-raio de barras laminadas produzidas sem uso de <i>FEMS</i> . ....	78
Figura 4-34	Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o primeiro passe de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.....	78
Figura 4-35	Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o segundo passe de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.....	79
Figura 4-36	Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o terceiro passe de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.....	79
Figura 4-37	Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o passe final de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal. ....	79

Figura 4-38	Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o primeiro passe de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	80
Figura 4-39	Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o segundo passe de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	80
Figura 4-40	Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o terceiro passe de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	80
Figura 4-41	Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o passe final de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.....	81
Figura 4-42	Micrografias representativas da região do núcleo de amostras de barras laminadas da <i>corrida B</i> obtidas após o passe final de conformação. Pode-se observar, ao MEV por elétrons retroespalhados, trincas possivelmente associadas a grande quantidade de sulfetos presentes. ....	81
Figura 4-43	Microestruturas observadas ao MEV, representativas da região do defeito das amostras de barras laminadas da <i>corrida B</i> obtidas ao MEV após o passe final de conformação. ....	82
Figura 4-44	Detalhes da propagação de uma trinca ao MEV em amostras obtidas a partir da <i>corrida B</i> . ....	82
Figura 4-45	a) MnS associados à trinca em uma barra laminada da <i>corrida B</i> , capturados ao MEV por elétrons retroespalhados. / b; c; d; e) Mapeamento dos elementos Fe, Mn, S e MnS respectivamente. ....	83
Figura 4-46	a) Detalhe da propagação de uma trinca através da perlita com presença de MnS em uma barra laminada da <i>corrida B</i> . / b; c; d) Mapeamento dos elementos Fe, Mn e S respectivamente. ....	84
Figura 4-47	Microestruturas referentes ao <i>Experimento I</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	85
Figura 4-48	Microestruturas referentes ao <i>Experimento II</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	86
Figura 4-49	Microestruturas referentes ao <i>Experimento III</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	86
Figura 4-50	Microestruturas referentes ao <i>Experimento IV</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	86
Figura 4-51	Microestruturas referentes ao <i>Experimento V</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	87
Figura 4-52	Microestruturas referentes ao <i>Experimento VI</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	87
Figura 4-53	Microestruturas referentes ao <i>Experimento VII</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	87
Figura 4-54	Microestruturas referentes ao <i>Experimento VIII</i> . / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo. ....	88
Figura 4-55	Microestrutura representativa das amostras com abafamento da região do meio-raio.....	88
Figura 4-56	Microestrutura representativa das amostras sem abafamento da região do meio-raio.....	88
Figura 4-57	Tamanho de grão austenítico da amostra com abafamento.....	89
Figura 4-58	Tamanho de grão austenítico da amostra não submetida ao abafamento....	89
Figura 4-59	Amostra correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitação de Ag – vinculada a presença de hidrogênio – associada a um MnS. No detalhe, resultado da análise EDS efetuada sobre a partícula corroborando a presença de Ag (vide pico indicado no espectro).....	89
Figura 4-60	Amostra correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio –	

	associados a MnS na Fe- $\alpha$ . No detalhe, resultado da análise EDS efetuada sobre a partícula corroborando a presença de Ag (vide pico indicado no espectro).....	90
Figura 4-61	Detalhes representativos de amostras correspondendo à região do núcleo de barras laminadas não-abafadas apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – em contornos de grãos ferríticos.....	90
Figura 4-62	a) Distribuição dos elementos presentes nas inclusões de uma amostra correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada. / b; c; d, e, f, g, h) Mapeamento de Ag; Fe; Mn; S e Mn; S, Ag e Mn; S, Ag e Fe; e S respectivamente. ....	91
Figura 4-63	Amostra representativa correspondente à região do meio-raio de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – associados a MnS sobre estrutura perlítica. No detalhe, espectro associado aos MnS. ....	91
Figura 4-64	Amostra representativa correspondente às regiões do meio-raio e superfície de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – associados a MnS na Fe- $\alpha$ .....	92
Figura 4-65	a) Distribuição dos elementos presentes nas inclusões de uma amostra correspondente às regiões do meio-raio e superfície de uma barra laminada não-abafada. / b; c; d, e, f, g, h) Mapeamento de Ag; Fe; Mn; S e Mn; S, Ag e Mn; S, Ag e Fe; e S respectivamente. ....	92
Figura 5-1	Influência do abafamento sobre o sucateamento por trincas internas centrais para a qualidade de aço SAE 1141. ....	98
Figura 5-2	Diagrama CCT para a qualidade de aço SAE 1141.....	100
Figura 9-1	Evolução histórica de volumes inspecionados e sucateados da qualidade SAE 1141.....	112
Figura 9-2	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no período de Outubro a Dezembro/02 na qualidade SAE 1141.....	112
Figura 9-3	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm c/abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141. ....	112
Figura 9-4	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm s/abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141.....	113
Figura 9-5	Evolução dos volumes sucateados em relação ao teor de hidrogênio medido para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm com e sem abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141. ....	113
Figura 9-6	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141.....	113
Figura 9-7	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/ <i>FEMS</i> no mês de Março/03 na qualidade SAE 1141.....	114
Figura 9-8	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no mês de Abril/03 na qualidade SAE 1141. ....	114
Figura 9-9	Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no mês de Abril/03 na qualidade SAE 1141. ....	114
Figura 9-10	Levantamento contemplando cenário composto de 61 corridas indicando a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para barras laminadas c/ e s/abafamento em bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm no período de Novembro/02 a Julho/03 da qualidade SAE 1141.....	115
Figura 9-11	Levantamento contemplando cenário composto de 61 corridas indicando a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para barras laminadas c/ e	

s/abafamento em bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm no período de Novembro/02 a Julho/03 da qualidade SAE 1141.....	115
Figura 9-12 Evolução dos volumes sucateados por trincas internas centrais para a qualidade SAE 1141 em relação ao teor de hidrogênio medido para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm com e sem abafamento no período de Novembro/02 a Julho/03.	116
Figura 9-13 Evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento na bitola quadrada de diâmetros na faixa de 100,00 a 105,00 da qualidade SAE 1141 no período de Janeiro/02 a Setembro/03.....	116
Figura 9-14 Evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento na bitola quadrada de diâmetros na faixa de 105,00 a 110,00 mm da qualidade SAE 1141 no período de Janeiro/02 a Setembro/03. ....	117
Figura 9-15 Evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento nas bitolas quadradas de diâmetros na faixa de 100,00 a 110,00 mm da qualidade SAE 1141 no período de Janeiro/02 a Setembro/03. ....	117
Figura 9-16 Evolução da redução do sucateamento apresentado em função do índice de controle (meta específica) do projeto. ....	117
Figura 9-17 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.....	122
Figura 9-18 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-17.....	122
Figura 9-19 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca.....	122
Figura 9-20 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca.....	122
Figura 9-21 Microestrutura da região periférica à trinca. ....	122
Figura 9-22 Microestrutura observada ao MEV – dois detectores.....	122
Figura 9-23 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.....	122
Figura 9-24 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-23.....	122
Figura 9-25 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.....	122
Figura 9-26 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-25.....	123
Figura 9-27 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.....	123
Figura 9-28 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-27.....	123
Figura 9-29 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.....	123
Figura 9-30 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-29.....	123
Figura 9-31 Imagem de amostra contendo trinca submetida ao ensaio de fratura ao azul.....	123
Figura 9-32 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea – perlita + bainita.....	124
Figura 9-33 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea. ....	124
Figura 9-34 Microestrutura da região periférica à trinca com estrutura heterogênea – perlita + bainita + Fe- $\alpha$ .....	124
Figura 9-35 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	124
Figura 9-36 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-35.....	124
Figura 9-37 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	124
Figura 9-38 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	124
Figura 9-39 Distribuição das microinclusões de MnS na região do meio-raio – MEV.	124
Figura 9-40 Ampliação da distribuição das microinclusões observada na micrografia da Figura 9-39. ....	124
Figura 9-41 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.....	125

Figura 9-42	Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-41.....	125
Figura 9-43	Imagem de amostra contendo trinca submetida ao ensaio de fratura ao azul.....	125
Figura 9-44	Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea – perlita + bainita + martensita. ....	125
Figura 9-45	Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea. ....	125
Figura 9-46	Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea. ....	125
Figura 9-47	Micrografia da região “clara” da Figura 9-46 apresentando estrutura heterogênea composta de perlita + bainita. ....	125
Figura 9-48	Micrografia da região do maio-raio apresentando estrutura perlítico-bainítica.....	125
Figura 9-49	Micrografia da região da trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.....	125
Figura 9-50	Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-49.....	126
Figura 9-51	Micrografia da região da trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.....	126
Figura 9-52	Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-51.....	126
Figura 9-53	Micrografia da região da trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.....	126
Figura 9-54	Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-53.....	126
Figura 9-55	Distribuição das microinclusões de MnS na região do meio-raio – MEV.126	
Figura 9-56	Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.....	127
Figura 9-57	Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-56.....	127
Figura 9-58	Imagem de amostra contendo trinca submetida ao ensaio de fratura ao azul.....	127
Figura 9-59	Micrografia da região da trinca com estrutura bainítica.....	127
Figura 9-60	Micrografia da região da trinca com estrutura bainítica.....	127
Figura 9-61	Micrografia da região da trinca com estrutura bainítica.....	127
Figura 9-62	Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	127
Figura 9-63	Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-62.....	127
Figura 9-64	Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	127
Figura 9-65	Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-64.....	128
Figura 9-66	Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	128
Figura 9-67	Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-66.....	128
Figura 9-68	Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.....	128
Figura 9-69	Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-68.....	128
Figura 9-70	Micrografia da região da trinca. ....	128
Figura 9-71	Micrografia da região da trinca com estrutura ferrítico-perlítica. ....	129
Figura 9-72	Micrografia da região da trinca. ....	129
Figura 9-73	Micrografia da região da trinca. ....	129
Figura 9-74	Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	129
Figura 9-75	Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	129
Figura 9-76	Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV. ....	129
Figura 9-77	Estrutura longitudinal na região da superfície.....	130
Figura 9-78	Estrutura longitudinal na região do meio-raio.....	130

Figura 9-79	Estrutura longitudinal na região do núcleo.....	130
Figura 9-80	Microinclusões de MnS na região da superfície.....	130
Figura 9-81	Microinclusões de MnS na região do meio-raio.....	130
Figura 9-82	Microinclusões de MnS na região do núcleo. ....	130
Figura 9-83	Macrografia transversal. ....	130
Figura 9-84	Macrografia longitudinal. ....	130
Figura 9-85	Estrutura longitudinal na região da superfície.....	131
Figura 9-86	Estrutura longitudinal na região do meio-raio.....	131
Figura 9-87	Estrutura longitudinal na região do núcleo.....	131
Figura 9-88	Microinclusões de MnS na região da superfície.....	131
Figura 9-89	Microinclusões de MnS na região do meio-raio.....	131
Figura 9-90	Microinclusões de MnS na região do núcleo. ....	131
Figura 9-91	Macrografia transversal. ....	132
Figura 9-92	Macrografia longitudinal. ....	132

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1	Difusão do hidrogênio em função da temperatura na ferrita e austenita. <sup>(16, 17)</sup>	16
Tabela 2-2	Interação do hidrogênio com a estrutura. <sup>(10)</sup>	17
Tabela 3-1	Composição química do aço SAE 1141 (% em peso).	38
Tabela 3-2	Relação entre os valores de RA em ensaios de tração e o surgimento de trincas em materiais. <sup>(35)</sup>	48
Tabela 3-3	Grade de experimentos envolvendo cruzamento das variáveis <i>FEMS</i> , abafamento pós-LC e pós-laminação.	56
Tabela 4-1	Composição química do aço SAE 1141 (% em peso).	58
Tabela 4-2	Resultados das análises de C e S em distintas zonas do tarugo.	61
Tabela 4-3	Análise EDS dos sulfetos.	64
Tabela 4-4	Dados de microdureza e tamanho de grão em amostras com e sem abafamento.	88
Tabela 9-1	Segregação química para BLR STT 85,00 – 90 mm.	123
Tabela 9-2	Segregação química para BLR STT 75,00 – 80 mm.	126
Tabela 9-3	Segregação química para BLR STT 75,00 – 80 mm.	128
Tabela 9-4	Dureza e estrutura para BLR ABAFADA 85,00 – 90 mm.	129
Tabela 9-5	Dureza e estrutura para BLR ABAFADA 80,00 – 90 mm.	131

## RESUMO

A qualidade SAE 1141 alia boas conformabilidade e usinabilidade em um mesmo aço – esta qualidade possui adição de teores de enxofre da ordem de 0,08 – 0,13% em peso. É largamente empregada no segmento de forjarias na confecção de componentes com relativa complexidade e exigência mecânica, tais como garfos e ponteiras para a indústria automotiva. Devido a esse fato, é imprescindível que a matéria-prima para a conformação destes componentes atenda às exigências impostas pelos esforços aplicados aos mesmos e, dado às solicitações que sofrem, apresente um desempenho satisfatório em sua forma final, principalmente no tocante à sanidade interna, visto que defeitos dessa natureza são extremamente deletérios à performance dos componentes conformados.

Em função disso, o principal objetivo desta investigação é avaliar as causas potencialmente geradoras de defeitos denominados trincas internas centrais, as quais afetam fortemente a sanidade interna da matéria-prima, além de reduzir a sua incidência em barras de aço da qualidade SAE 1141. Para tanto, são apresentadas considerações sobre a avaliação destes defeitos, analisando-se as possíveis causas geradoras das trincas, as quais são caracterizadas sob o enfoque de bibliografia adequada. Através da realização de ensaios no lingotamento contínuo (LC) envolvendo a utilização do agitador eletromagnético final (*FEMS*), elaboração de curvas de ductilidade pelo emprego do simulador físico Gleeble para os materiais nas condições tarugo e barra laminada, experiências na laminação envolvendo análises de amostras após cada diferente grau de redução ou passe conferido ao material pelo processo e variação das taxas de resfriamento pós-processamento, busca-se reduzir as ocorrências destes defeitos, diminuindo conseqüentemente sucateamento e custos e melhorando o desempenho do material frente às expectativas dos componentes em serviço.

A metodologia empregada para a detecção dos defeitos nas barras laminadas foi a submissão das mesmas ao ultra-som. Várias amostras tiveram os seus defeitos detectados através desse ensaio, os quais foram analisados e caracterizados previamente ao início da

investigação das causas geradoras, balizando assim a tomada de decisão em relação aos experimentos a serem realizados.

Os dados práticos foram obtidos na Gerdau Aços Especiais Piratini, onde a análise de defeitos internos gerados a partir do processo produtivo é um procedimento rotineiro. A interpretação dos resultados, bem como testes laboratoriais adicionais foram realizados na própria usina e no IAS – Instituto Argentino de Siderurgia.

Em paralelo, realizou-se uma revisão na literatura aberta dos principais fundamentos e conceitos metalúrgicos referentes a trincas internas e causas de geração das mesmas, tais como, influência do *FEMS* na solidificação e na condição de segregação nos tarugos de LC, elementos de liga com caráter fragilizante e/ou deletério (por exemplo, hidrogênio, carbono, enxofre e manganês), influência das transformações de fase – velocidade de resfriamento pós-processamento e influência dos elementos de liga – na formação dos defeitos, entre outros.

Os resultados obtidos permitiram concluir que a principal causa da geração das trincas internas do tipo centrais em barras laminadas está associada a uma combinação de variáveis. As transformações de fase, somadas a presença de altos teores de hidrogênio no aço – fato este de grande importância na geração dos defeitos detectado somente ao longo da realização do trabalho – fragilizam localmente o núcleo das barras, gerando trincas. Estas, por sua vez, têm a sua propagação facilitada através de cadeias ou redes de sulfeto de manganês, por vezes devido à alta incidência das mesmas nos aços da qualidade SAE 1141. Além disso, pode-se constatar que a geração dos defeitos é potencializada para barras de diâmetros superiores a 75,00 mm. Em barras de diâmetros menores, as falhas estão igualmente presentes e apresentam morfologia similar aos defeitos encontrados nas barras de maior diâmetro, porém, em escala não significativa, não sendo assim abordadas neste trabalho. Pode-se constatar ainda, que a redução da incidência dos defeitos do tipo trincas internas centrais em barras laminadas de diâmetros superiores a 75,00 mm – e conseqüente sucateamento – foi da ordem de mais de 95% desde o início do trabalho, reduzindo-se assim o sucateamento desta qualidade para níveis da ordem de, aproximadamente, 1,0%.

## ABSTRACT

The SAE 1141 steel grade combines good formability and machinability – it contains sulfur in the range 0,08 to 0,13% by weight. This steel is largely employed in the forging industry in components that withstand important mechanical loadings such as forks and shaft ends produced for the automotive industry. Due to this fact, it is mandatory that the steel used in the forming of these parts be able to perform well when subjected to the loads mainly in terms of internal integrity, since any flaws will be deleterious to the components under service.

The main objective of this investigation is to analyze the potential causes for the generation of internal cracks, which negatively affect the integrity of the material. Additionally, the intent is to reduce the incidence of this type of defect for the SAE 1141 steel. For such tasks, firstly these defects are fully characterized and the technical literature dealing with them is reviewed. Afterwards, the reduction of internal cracks, that directly translates into increased overall yield, cost reduction and improved performance is sought through carefully-conducted experiments with the use of final electromagnetic stirrer – FEMS in the continuous casting machine, the construction of hot ductility curves by means of a physical simulator Gleeble for samples from billets and rolled bars, the analysis of samples subjected to distinct reduction degrees taken along the rolling sequence and tests with varying cooling rates.

Internal cracks are detected via ultrasonic inspection. Several samples with defects were analyzed and characterized in this work in order to support decision-making with respect to tests to be carried out.

Plant data were obtained at Gerdau Aços Especiais Piratini, where the characterization of internal defects generated in the productive process is a standard procedure. The interpretation of these results as well as additional laboratory testing was done at the proper steel works and at IAS – Argentine Institute of Steelmaking.

In parallel to the experimental work, a comprehensive literature search was conducted contemplating the main fundamentals and relevant metallurgical aspects related to internal cracks and their causes such as final electromagnetic stirrer – FEMS influence on the solidification and segregation of billets, alloying elements that bring about hot shortening, (for instance, hydrogen, carbon, sulfur e manganese), phase transformations influence – cooling rate after processing and alloying elements influence – on defect generation and so on.

The main conclusion of this work is that there is a variety of factors which acting together cause internal cracks in rolled bars. Phase transformations along with the presence of hydrogen in high concentration – this important fact was found out during this work – locally brittle the center region of the bars, generating internal cracks. These cracks, in turn, have their propagation made easier by the presence of chains of manganese sulfide inclusions that are formed due to the high additions of sulfur in the SAE 1141 grade. Besides that, the probability of defect detection is augmented in diameter sizes 75,00 mm and above. In smaller size bars, the defects are believed to be present as well and show similar morphology in comparison to those found in large diameter bars, but in a much smaller scale and are not discussed in this work.

As far as reduction in internal cracks after the findings of this investigation, the scrap index due to this defect dropped by more than 95% since the beginning of the work, to a level around 1.0%.

*Não faça da sua vida um rascunho,  
poderás não ter tempo de passar a limpo.*

Mário Quintana

## 1 INTRODUÇÃO

A alta competitividade e a busca desenfreada pela otimização de processos convencionais têm caracterizado o mercado dos dias de hoje. Cada vez mais o enfoque das gestões administrativas é condicionado por um mercado altamente exigente e veloz, o qual tem direcionado as tomadas estratégicas de decisão nas corporações. As reduções de custos, aliadas à necessidade de constante contato com inovações tecnológicas e atendimento a requisitos de qualidade, prazo e produtividade cada vez mais rigorosos, ditam as regras dos novos rumos que as empresas devem tomar.

Assim sendo, a utilização de materiais com propriedades cada vez melhores tornou-se imprescindível. Por este motivo, a necessidade de maior quantidade de informações, tanto de materiais como de processos, faz-se presente.

Esta tendência tem proposto um grande número de problemas aos especialistas, cuja responsabilidade é a de garantir um desempenho satisfatório dos materiais. Deste modo, o presente trabalho, surgido a partir da detecção de um incremento considerável nas ocorrências de defeitos denominados trincas internas centrais em barras laminadas da qualidade SAE 1141 – e conseqüentes sucateamento e custos – visa estudar as causas potencialmente geradoras destes defeitos, os quais são altamente deletérios às propriedades de componentes produzidos a partir do material em questão, reduzindo-os. Cabe-se salientar que a qualidade SAE 1141 é largamente utilizada no segmento de forjarias devido a aliar boas conformabilidade e usinabilidade em um mesmo aço – esta qualidade possui adição de teores de S da ordem de 0,08 – 0,13% em peso – sendo empregada no forjamento de componentes com relativa complexidade e exigência mecânica, tais como garfos e ponteiras para a indústria automotiva.

Além disso, este trabalho descreve de forma sucinta, as experiências e análises realizadas na Gerdau Aços Especiais Piratini e no IAS – Instituto Argentino de Siderurgia –, bem como, as ações implementadas para atingir os objetivos.

Em função do exposto acima, além da caracterização dos defeitos presentes no aço SAE 1141, foram realizados, inicialmente, ensaios no LC envolvendo a utilização do *FEMS*. Após, curvas de ductilidade foram elaboradas através do uso do simulador físico Gleeble para os materiais nas condições tarugo e barra laminada – na simulação física foram empregadas 13 temperaturas de ensaio, gerando 39 ensaios por condição simulada, totalizando uma combinação de 234 ensaios, levando-se em conta tanto as curvas construídas para as amostras provenientes de tarugos, como para as amostras provenientes de barras laminadas, avaliando-se a possibilidade da procedência dos defeitos estar correlacionada diretamente à ductilidade dos materiais e a influência do *FEMS* na mesma. Adicionalmente, experimentos na laminação abordando a análise de amostras após cada diferente grau de redução ou passe conferido ao material pelo processo e variação das taxas de resfriamento pós-processamento foram efetuados.

De posse dos resultados, os mesmos foram discutidos, visando-se verificar em termos industriais, a aplicabilidade dos critérios teóricos apresentados na bibliografia pesquisada.

Através deste trabalho pretende-se, ainda, fornecer suporte técnico às pessoas envolvidas nos processos de produção, bem como oferecer insumos e/ou gerar subsídios que, agregados às práticas atuais do processo produtivo, possam contribuir para futuros trabalhos técnicos relacionados ao assunto proposto.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Para a produção de aços de alta qualidade objetiva-se a obtenção de produtos isentos de defeitos.

Assim sendo, torna-se imprescindível o conhecimento da influência de cada elemento envolvido na formação dos defeitos, os quais, quando presentes nos aços, impactam fortemente na degradação das propriedades mecânico-metalúrgicas dos mesmos, além da sua influência negativa na performance do produto final.

Dessa forma, nesta seção são revisados os principais conceitos que darão subsídios para as conclusões finais a respeito da geração de defeitos conhecidos como trincas internas centrais em barras laminadas da qualidade de aço SAE 1141, tema central do presente trabalho.

### 2.1 Caracterização das Trincas Internas em Produtos Lingotados Continuamente

Em produtos lingotados continuamente, trincas internas são geralmente caracterizadas como porções do tarugo que não foram preenchidas pelo metal líquido durante o processo de solidificação, podendo ser reveladas após macroataque ou impressão de Baumann da seção do veio.

Os tipos de trincas internas encontradas no LC são apresentados, esquematicamente, na Figura 2-1. Apesar de serem diferentes em localização e orientação, essas trincas têm uma importante característica em comum: resultam de deformações impostas pelas tensões internas, quando estas excedem o limite de ruptura do aço.

Podem dar origem a sérios problemas de qualidade. No produto final, os vestígios dessas trincas podem atuar como concentradores de tensões, particularmente sob condições de carregamento cíclico, fazendo com que o componente falhe prematuramente. Trincas localizadas logo abaixo da superfície podem se tornar expostas à atmosfera devido à formação de carepa no forno de reaquecimento. Quando localizadas em regiões mais

próximas ao núcleo dos tarugos, podem não se caldear durante subsequente laminação, principalmente quando pequenos graus de redução em área são utilizados.

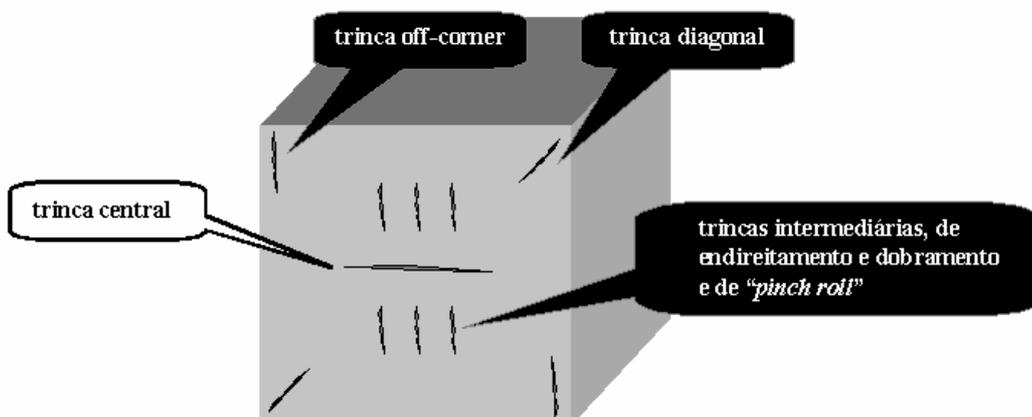


Figura 2-1 Desenho esquemático de um tarugo mostrando diferentes tipos de trincas internas.

## 2.2 Características do Processo de Solidificação

Quando um metal fundido solidifica-se em um molde, a estrutura obtida depende fortemente de alguns fatores como quantidade e propriedades dos solutos presentes no metal, temperaturas utilizadas no processamento, etc. Assim sendo, serão apresentados, a seguir, alguns conceitos sobre a formação da estrutura de solidificação dos metais.

### 2.2.1 Estrutura de Solidificação<sup>(1)</sup>

A Figura 2-2 apresenta, esquematicamente, típicas estruturas longitudinais de solidificação obtidas em lingotes.

A estrutura mostrada na Figura 2-2(a) é observada, geralmente, na solidificação de metais relativamente puros. Uma vez que cristais colunares crescem perpendicularmente à parede do molde, uma estrutura completamente composta por cristais colunares sempre apresenta planos de fragilidade, localizados no centro e nos cantos do material solidificado, nos quais as extremidades dos cristais colunares se encontram. Nesses planos frágeis, encontram-se solutos, gases e impurezas insolúveis segregadas. Estruturas desse tipo são geralmente indesejáveis por estarem sujeitas, nesses planos, à ruptura em trabalhos subsequentes de fabricação.

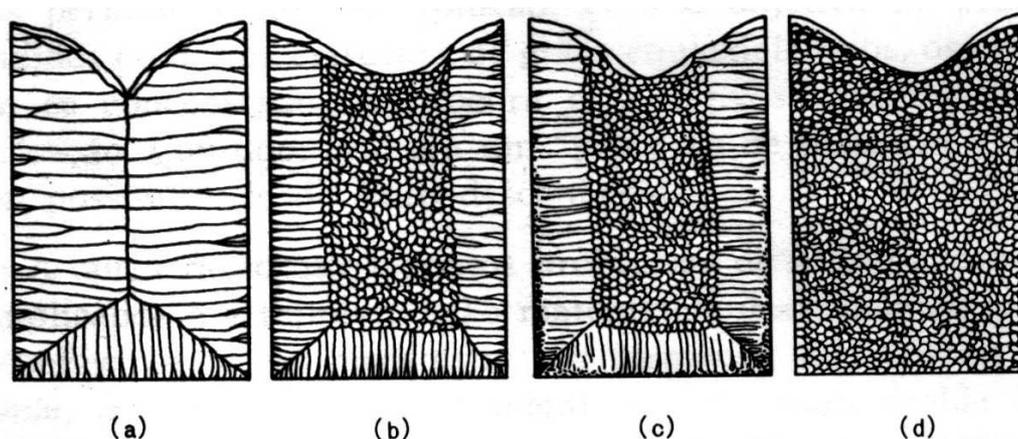


Figura 2-2 Possíveis microestruturas de lingotes. / a) Grãos colunares. / b) Grãos colunares e grãos equiaxiais no centro. / c) Grãos equiaxiais coquilhados finos, grãos colunares e grãos equiaxiais no centro. / d) Grãos equiaxiais.<sup>(1)</sup>

A estrutura apresentada na Figura 2-2(b) corresponde ao tipo mais freqüente encontrado na fundição de ligas. A estrutura de solidificação consiste de uma camada externa de cristais colunares e de uma zona central de cristais equiaxiais. Freqüentemente, observa-se a presença de uma camada externa de grãos equiaxiais finos, como mostra a Figura 2-2(c), a qual envolve a camada de cristais colunares e tem sido chamada de zona equiaxial coquilhada.

As estruturas apresentadas nas Figuras 2-2(b) ou (c) raramente são homogêneas. Vários tipos de segregação são formados durante a solidificação, devido ao comportamento dos cristais equiaxiais no molde, tais como segregação em  $V$ , em  $V$  inversa e segregação negativa.

As ligas podem solidificar-se também formando a estrutura apresentada na Figura 2-2(d), a qual se apresenta inteiramente composta por grãos equiaxiais. Este seria o tipo de estrutura de solidificação usualmente desejado, devido aos cristais equiaxiais serem orientados ao acaso para produzir um material que é relativamente homogêneo na composição química e propriedades físicas, além de ser macroscopicamente isotrópico.

Os lingotes que possuem estruturas completamente equiaxiais são os mais adequados para subseqüentes trabalhos de fabricação, tais como estampagem, forjamento e laminação.

Para o caso de LC, a Figura 2-3 apresenta, esquematicamente, a estrutura típica da seção transversal do tarugo. Esta estrutura, em escala macroscópica, consiste, tal como as

normalmente encontradas em lingotes, numa zona de grãos equiaxiais coquilhados, uma zona de cristais colunares crescendo perpendicularmente à parede do molde e uma zona central com cristais equiaxiais com orientação randômica. Porosidades podem aparecer na zona central.

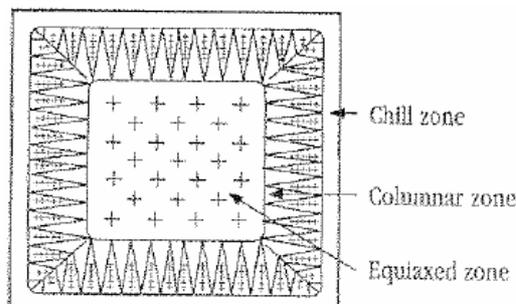


Figura 2-3 Estrutura esquemática típica da seção transversal de um tarugo indicando as zonas coquilhada (periférica), colunar (intermediária) e equiaxial (núcleo).<sup>(2)</sup>

Para promover o aumento da zona equiaxial – estrutura esta, como já anteriormente comentado, mais adequada para subseqüentes processos de conformação –, minimizar a porosidade central e reduzir o tamanho da zona colunar, agitação eletromagnética pode ser utilizada.<sup>(2)</sup>

### 2.2.2 Conteúdos de Segregação

Segregação pode ser considerada como a distribuição não uniforme de elementos de liga, impurezas ou microfases em metais e ligas. Podemos também considerá-la como um defeito incurso do processo de solidificação, envolvendo a concentração localizada de elementos de liga em uma região específica, usualmente como resultado da solidificação primária de uma fase com subseqüente concentração de outros elementos no líquido remanescente.<sup>(3)</sup>

A segregação em ligas pode ser classificada em duas categorias, ou seja, de pequena escala, chamada de microsegregação, e de grande escala, conhecida como macrosegregação.

No tocante a microsegregação, cabe comentar que esta se refere à segregação normal vista em escala microscópica, na qual uma porção de metal rica em um elemento de liga solidifica-se em sucessivas camadas interdendríticas e/ou entre os constituintes da rede.<sup>(3)</sup> Entende-se por segregação normal o tipo de segregação em que há uma alta

concentração de componentes de ponto de fusão mais baixos na porção central do tarugo, isto é, na última porção a solidificar. Este tipo de segregação é frequentemente encontrado em tarugos nos quais concentrações de P e S estão presentes em maiores níveis na região do núcleo do que em qualquer outra região.<sup>(1)</sup>

Quanto à macrosegregação, vale lembrar que o termo se aplica restritamente para diferenças de concentrações grosseiras (por exemplo, de uma área do material solidificado para outra).

Em produtos laminados, níveis de segregação presentes na estrutura bruta de solidificação podem estar associados à geração de estruturas de caráter bandeado.

Em aços ao C ou ligados com presença de conteúdos de segregação, a temperabilidade das regiões afetadas depende fortemente do grau desta segregação, bem como a microestrutura gerada nestas regiões será também igualmente dependente desta segregação e da taxa de resfriamento ao qual o material será submetido.<sup>(4)</sup>

No tocante a segregação de C, deve-se considerar que a alta taxa de difusão desse elemento permite que ele se disperse facilmente durante o crescimento dendrítico. Assim, a sua distribuição pela matriz será teoricamente homogênea, não ocorrendo a segregação do referido elemento. Em contrapartida, a segregação de outros elementos de liga, tais como Ni, Mn e Cr, aparecerá, e isso conduz à formação de uma região com temperabilidade distinta das demais. O efeito deste fenômeno na microestrutura formada pode ser visto na Figura 2-4, onde uma estrutura de caráter bandeado é apresentada.

Ainda com relação à presença de segregação de C, cabe citar como exemplo do efeito deste tipo de segregação que a quantidade de ferrita primária e perlita geradas em um aço são diretamente dependentes do teor de C deste aço. Dependendo do grau da segregação – associado, nessa situação, a taxas de resfriamento coerentes – poder-se-ão obter estruturas de caráter bainítico e/ou até martensítico nas regiões nas quais se localizam as porções segregadas.<sup>(4)</sup>

### 2.2.3 Considerações sobre a Agitação Eletromagnética

A ocorrência de excessiva segregação química em aços de médio e alto teor de carbono e/ou com teores de enxofre controlados tem sido um dos principais problemas em tarugos oriundos de LC.

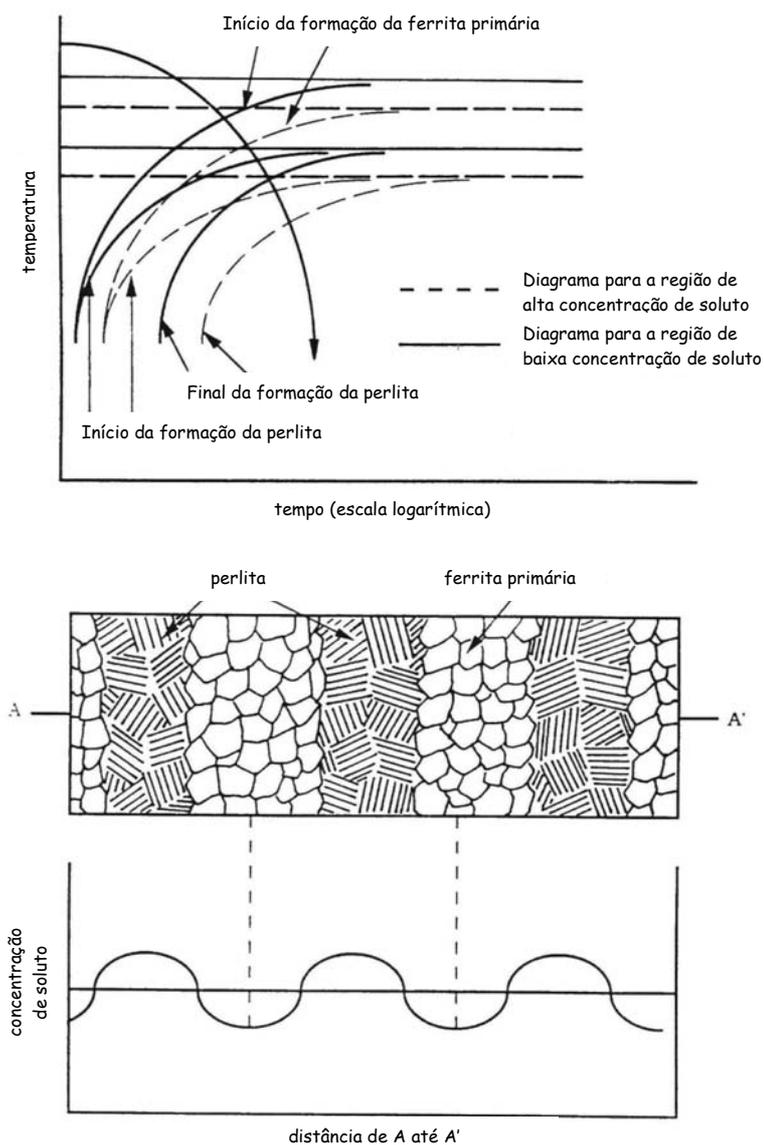


Figura 2-4 Ilustração esquemática da origem da microestrutura bandeada devido à segregação química.<sup>(5)</sup>

Apesar disso, muitas soluções já foram propostas para a sua redução, passando pela utilização de agitadores eletromagnéticos, baixas temperaturas e/ou velocidades de LC, *soft reduction* e intensa refrigeração secundária durante os estágios finais de solidificação.

Entre esses métodos, a utilização de agitadores eletromagnéticos tem se mostrado bastante efetiva na redução dos níveis de segregação dos produtos lingotados, porém, sem conseguir extinguí-la por completo em alguns casos.

Esses agitadores podem ser posicionados em diferentes pontos do raio de curvatura da máquina de LC, de forma a atuar sobre a última porção de material líquido a solidificar. São comumente denominados conforme a posição por: *MEMS* – agitadores

eletromagnéticos *in mould*; *SEMS* – agitadores eletromagnéticos ao longo do veio e *FEMS* – agitadores eletromagnéticos finais, próximos à zona final de solidificação, conforme apresentado na Figura 2-5.

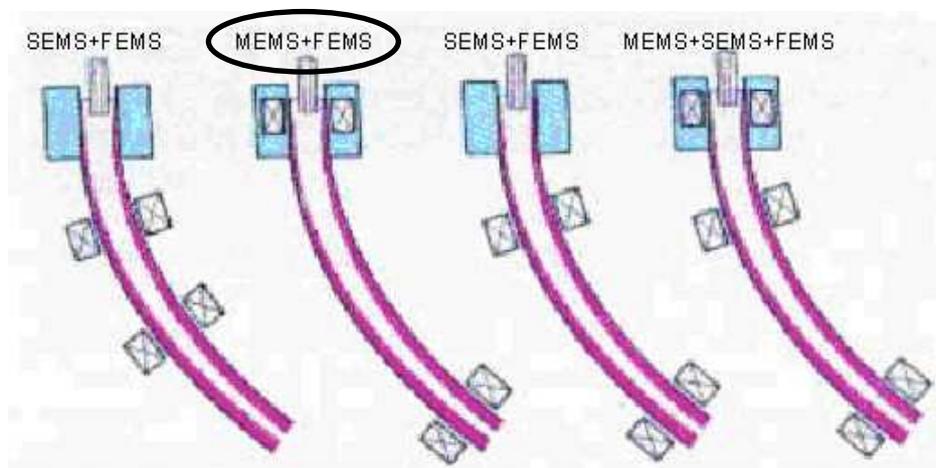


Figura 2-5 Configurações dos *EMS* usualmente utilizados em máquinas de LC. Em destaque, a configuração utilizada nos experimentos, composta de *MEMS* + *FEMS*.<sup>(6)</sup>

Com relação ao agitador eletromagnético final – *FEMS*, preponderante na realização dos experimentos no LC, são apresentadas na Figura 2-6 algumas das distintas configurações possíveis para a utilização do equipamento, dadas pelo posicionamento ao longo do raio de curvatura da máquina de LC (indicados pelas designações *pos. A1*, *pos. A2* e *pos. B*), bem como, do equipamento *in loco*.

Analisando-se mecanicamente a atuação da agitação eletromagnética do banho proporcionada pela ação do campo magnético do *FEMS*, sabe-se que a mesma age sobre o crescimento colunar dos cristais da frente de solidificação, quebrando as pontes de solidificação formadas nos estágios finais do processo, a partir do momento em que o crescimento colunar dos cristais alcança o eixo central de solidificação do tarugo, prevenindo a natural solidificação irregular com formação de porosidades e/ou mini-lingotes. Além disso, a quebra das pontes de solidificação permite o preenchimento das cavidades formadas, decorrentes do fenômeno de contração, com uma nova quantidade de aço líquido. Com isso, o líquido inter-dendrítico segregado pode se misturar com essa nova quantidade de aço que está sendo alimentada pelos canais (vide modelo de solidificação proposto pelo IRSID<sup>(6)</sup> na Figura 2-7). Como efeito final, tem-se uma maior homogeneização do aço líquido ao final da solidificação. O resultado disso pode ser observado não só na redução dos picos de segregação central, como, também, na redução

da porosidade central dos tarugos. Além disso, consta que é possível reduzir possíveis pontos com segregação negativa no material.

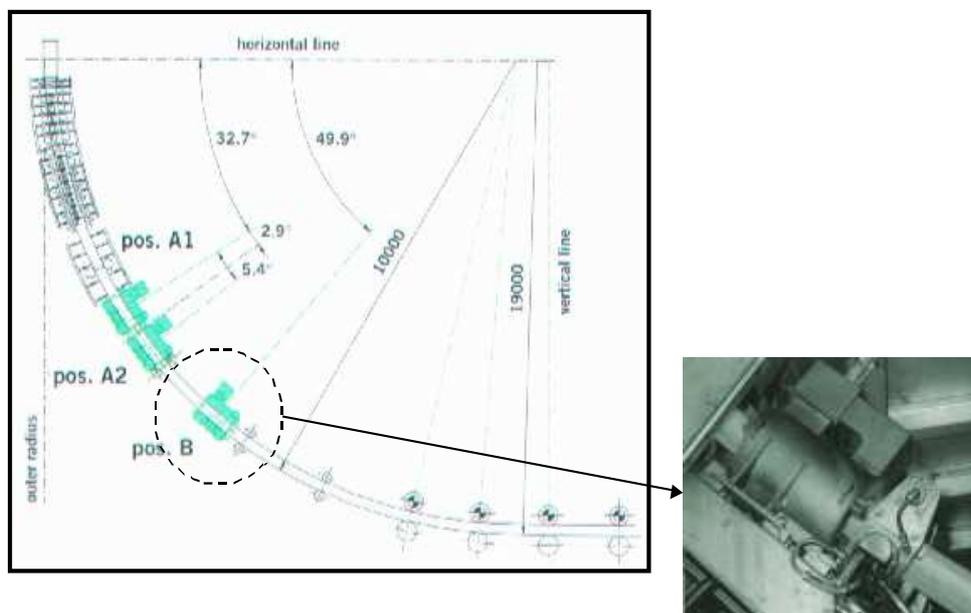


Figura 2-6 Distintas configurações possíveis para a utilização do *FEMS*. No detalhe, imagem ilustrativa do equipamento.<sup>(6)</sup>

Por outro lado, deve-se levar em conta a questão térmica quando se fala de agitação eletromagnética, principalmente devido ao fato desta agir em menor intensidade como “quebrador de dendritas”, situação abordada pela análise mecânica, e mais como um dissipador de calor, melhorando a transferência de calor para a pele solidificada e desta para o molde de cobre/água. Sendo o superaquecimento dissipado, facilita-se a nucleação homogênea de pequenos cristais equiaxiais. Com isso, minimiza-se a formação da região colunar – e por conseqüência a possibilidade de formação das pontes de solidificação, segregação e porosidades centrais. O resultado final é uma estrutura equiaxial mais refinada.

Currie e Pickles<sup>(7)</sup> observaram situações bastante interessantes quanto à influência da agitação eletromagnética na segregação e porosidade em tarugos lingotados continuamente de algumas qualidades distintas, entre elas a SAE 1141. Dentre essas observações, os mesmos perceberam que, no tocante às análises da macroestrutura – através de impressões de Baumann –, tanto os teores de segregação central como ocorrência de porosidade apresentaram-se significativamente reduzidos em amostras produzidas com a utilização de agitação eletromagnética, porém, não completamente

eliminadas. No tocante a segregação, cabe-se salientar adicionalmente que a agitação eletromagnética teve pouca ou nenhuma influência sobre o elemento S. Por outro lado, conduziu à obtenção de resultados mais uniformes quanto à dispersão de dados e distribuição. Esses resultados mostram-se consistentes e amparados por estudos prévios realizados por outros pesquisadores – Tzavaras<sup>(8)</sup>, por exemplo – demonstrando que os benefícios conferidos à estrutura fundida pela agitação eletromagnética traduzem-se em incremento das propriedades mecânicas e físicas no produto laminado.

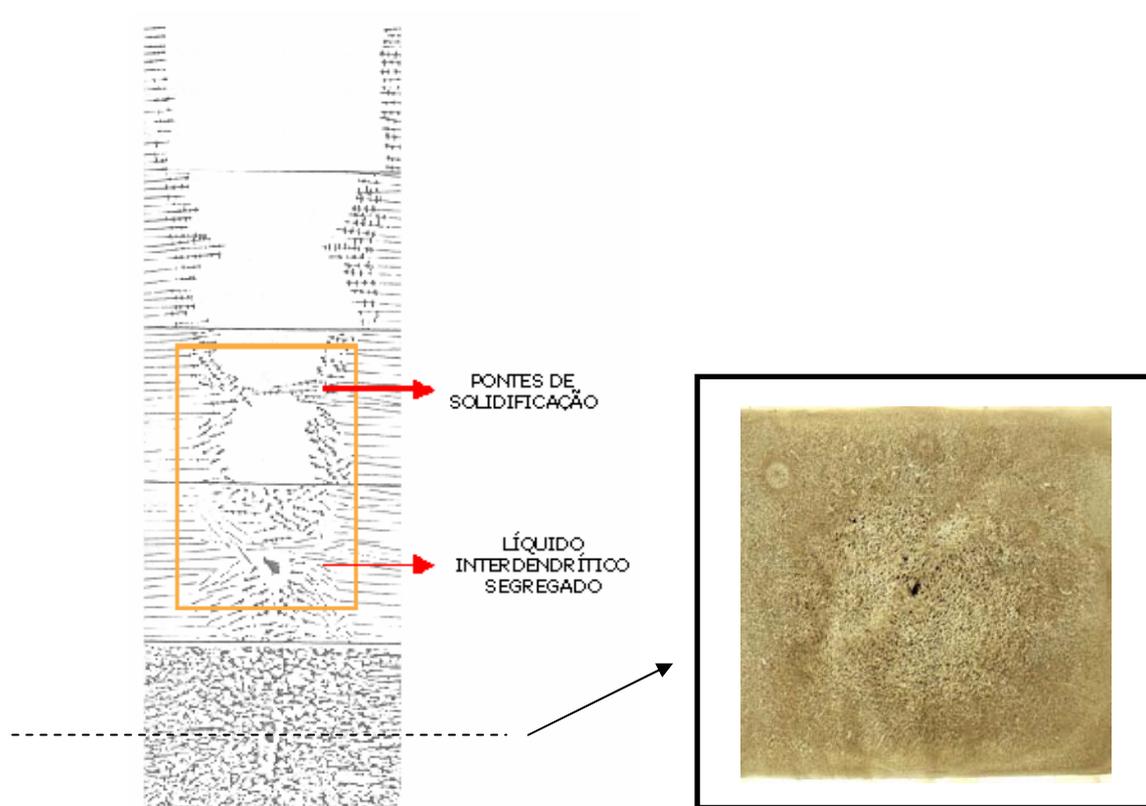


Figura 2-7 Modelo de solidificação natural (sem agitação eletromagnética) proposto pelo IRSID. No detalhe, estrutura bruta de solidificação resultante de impressão de Baumann realizada na seção transversal de um tarugo de LC.<sup>(6)</sup>

### Banda Branca

A banda branca é uma zona de segregação negativa<sup>(7)</sup>, pronunciando-se, por conseguinte, com uma aparência branca em impressões de Baumann (vide Figura 2-8). É geralmente encontrada em produtos que sofreram agitação eletromagnética com altas

intensidades de agitação ou por consequência de superaquecimento no distribuidor<sup>(9)</sup>, e corresponde a posição da frente de solidificação durante a agitação.

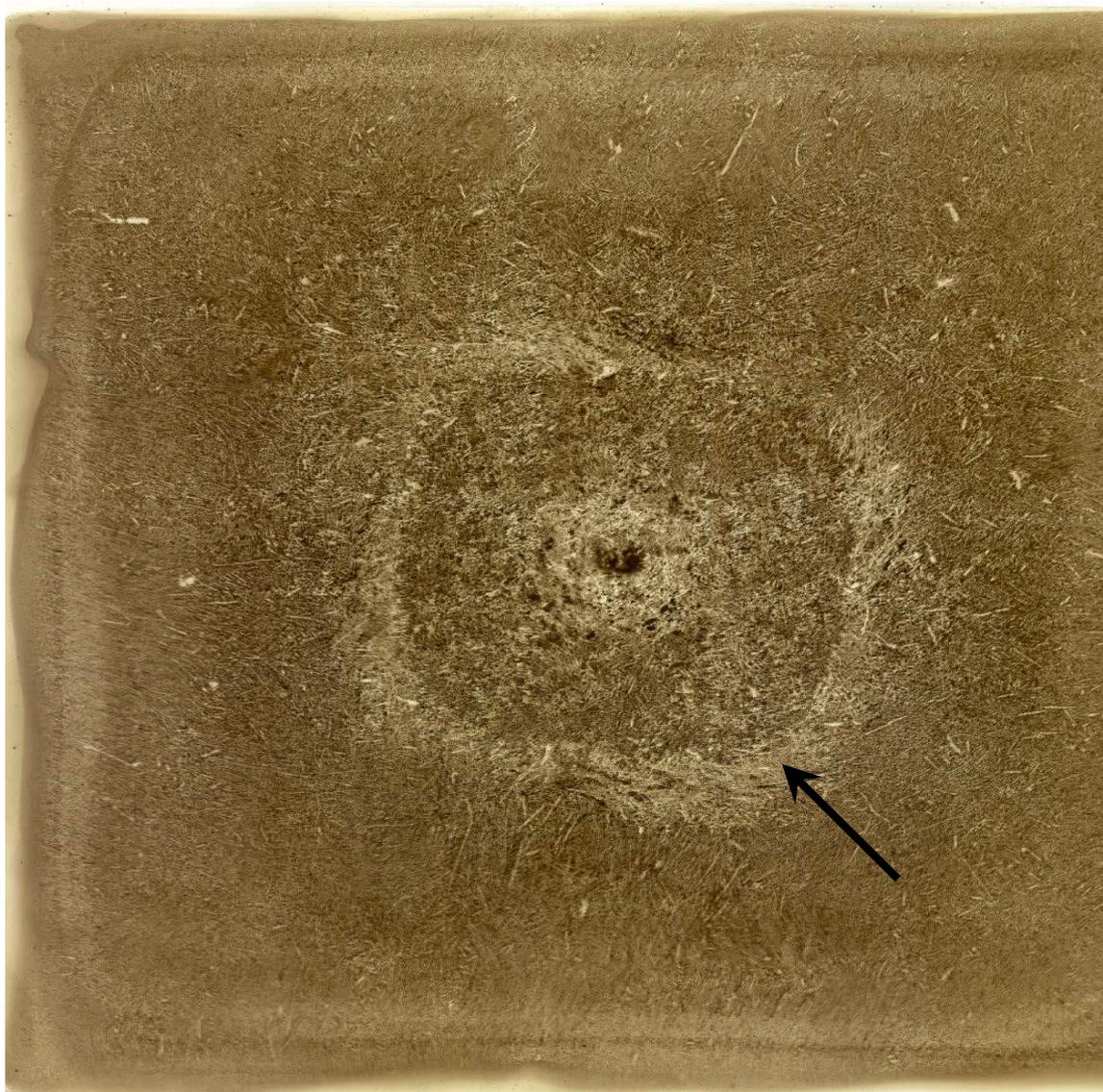


Figura 2-8 Impressão de Baumann revelando a banda branca.

### 2.3 Elementos Fragilizantes

Alguns elementos apresentam em suas características importantes contribuições para o incremento das propriedades dos materiais. Outros, porém, possuem caráter deletério bastante acentuado em relação aos benefícios que, porventura, possam trazer aos materiais. A partir desse critério, serão comentados, a seguir, aspectos relevantes ao caráter danoso de alguns destes elementos.

### 2.3.1 Efeito do Hidrogênio

Ntre as diversas teorias que versam sobre a influência do hidrogênio nas propriedades mecânicas dos aços, existem muitas controvérsias. Em comum, porém, há no âmbito das conflitantes teorias que, dentre as principais variáveis que potencializam a ação deletéria deste elemento, o tempo, a temperatura e a velocidade de difusão do hidrogênio (relacionados entre si e também com o diâmetro das barras), a concentração de hidrogênio e a presença de outros gases ou líquidos no meio, a composição química (C e Mn), a microestrutura, o estado de tensões e as propriedades físicas e mecânicas do material, a natureza do movimento da trinca e os mecanismos de fratura, entre outros, podem ser mencionados.

A realização de um estudo dos mecanismos de fragilização associados ao hidrogênio no aço, além de incrementar o conhecimento e a compreensão do tema aplicado aos processos de fabricação e tratamentos térmicos que são realizados em escala industrial, permite analisar a influência das variáveis operacionais, bem como introduzir modificações que permitam diminuir o risco de formação de trincas internas nos produtos.

Muitos pesquisadores<sup>(10, 11, 12, 13)</sup> têm trabalhado sobre os mecanismos que causam a fragilização, seu efeito sobre o escoamento plástico do material e à fratura, por exemplo, à luz do hidrogênio. A seguir, mencionam-se alguns dos mecanismos por meio dos quais o hidrogênio pode causar fragilização e/ou alterações nas propriedades mecânicas do aço a distintas temperaturas.

#### Efeitos do Hidrogênio Sobre as Propriedades do Aço

A presença do hidrogênio no aço – possivelmente como resultado do processo de fabricação – tem grande influência sobre as propriedades mecânicas dos mesmos, podendo ser extremamente deletéria em casos extremos, ou seja, quando em presença de altos teores do elemento, resistência à tração (RT) e ductilidade – podendo ser quantificada pelo alongamento ou redução de área (RA) – podem ser diminuídas, e o crescimento de fraturas pode ser significativamente acelerado. Além disso, o hidrogênio pode promover transição no comportamento dúctil-frágil de um aço, modificando de dúctil para frágil o modo de falha de um componente, ou ainda reduzir a ductilidade sem modificar o modo de falha.<sup>(14)</sup>

Existem três mecanismos comumente conhecidos<sup>(10)</sup> mediante os quais esse gás pode agir no material sob aspecto danoso às propriedades mecânicas, em escala atômica, iônica ou molecular:

- ✓ Em geral, o empobrecimento do comportamento mecânico do material devido ao hidrogênio é ocasionado pela formação de poros, trincas e flocos. Todos ocorrem pela formação de bolhas de hidrogênio no metal durante a solidificação, ou pela difusão através da rede. Em condições de alta temperatura, o hidrogênio reage de maneira mais ou menos previsível devido ao fato de o mesmo formar moléculas gasosas que não podem escapar por difusão. Incrementos de pressão ocasionados pelo gás aprisionado podem atingir valores superiores a 14 MPa, gerando tensões internas e, conseqüentemente, abertura ou crescimento de fissuras, inclusive a temperatura ambiente, quando as tensões geradas forem suficientemente altas;
- ✓ O hidrogênio atômico pode ocupar posições específicas na rede e formar hidretos, os quais influem sobre as respostas mecânicas do material, piorando-as, além de poder gerar alterações no dimensional;
- ✓ Outra forma de dano consiste na HAC – *Hydrogen Assisted Cracking*.

#### Solubilidade e Difusão de Hidrogênio no Fe

Discutir a interação do hidrogênio com as trincas conduz a discutir conceitos de solubilidade e difusão de hidrogênio no aço. Isso implica considerar a localização dos átomos de hidrogênio nos sítios intersticiais do Fe, a fixação dos mesmos em contornos de grão, trincas, bandas de deslizamento, dentre outros fatores.

A fragilização por hidrogênio representa um problema significativo na fabricação de produtos longos. Nesses produtos, distintos tipos de trincas internas devidas ao hidrogênio são comuns, tais como *hairline*, *shatter cracks* – comumente referenciadas como flocos –, entre outros. Dessa forma, desde os anos 80, tem-se tentado alcançar soluções para a redução de teores de hidrogênio empregando-se processos de degaseificação mediante vácuo, objetivando presença de conteúdos menores que 2 ppm.<sup>(11)</sup>

Em geral, o hidrogênio entra no aço dissolvido na sucata e, também, devido à dissociação da umidade presente nas ferroligas e/ou outras adições, ou contido na atmosfera, nos pós fluxantes ou na cal. Sua incorporação ocorre ao nível mono-atômico ou atômico, através da seguinte reação:



A solubilidade do hidrogênio no Fe é apresentada na Figura 2-9. Através dela pode-se notar que a solubilidade decai de maneira abrupta durante a solidificação, possivelmente devido à parte do hidrogênio ser removido, nesta fase, pelo CO formado na oxidação do C no processo de fabricação do aço. Em condições comuns, o hidrogênio é mais solúvel na austenita do que na ferrita ou Fe $\delta$ , e é ainda mais solúvel no líquido.<sup>(15)</sup>

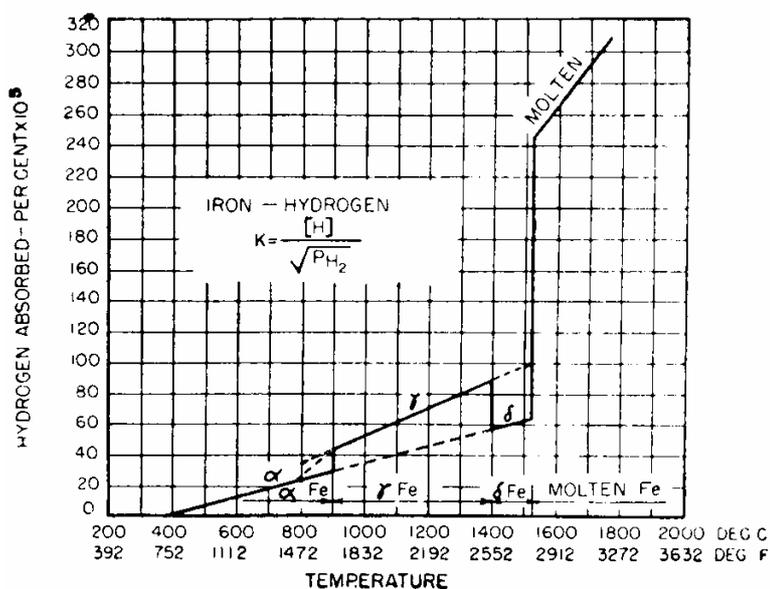


Figura 2-9 Solubilidade do hidrogênio no Fe sólido e líquido.<sup>(12)</sup>

Com respeito à desoxidação, é importante salientar também que a estabilidade do hidrogênio é aumentada com a diminuição do oxigênio presente, razão pela qual o maior acréscimo de hidrogênio ocorre após a realização do processo na panela.<sup>(11)</sup>

No tocante a difusão, sabe-se que esta ocorre principalmente no estado líquido, e é muito lenta no estado sólido. Deve-se considerar também que a constante de difusão muda entre a austenita e a ferrita, conforme se pode observar nos resultados obtidos pelo IAS<sup>(16)</sup> – com base no *paper* de Hobson<sup>(17)</sup> – apresentados na Tabela 2-1. Pode-se comprovar ainda, também com base nos resultados obtidos na análise da mesma tabela, que a difusão entre

ambas as fases tem a mesma ordem de magnitude a altas temperaturas – acima de 1000°C. Diferenças nos coeficientes de difusão manifestam-se a temperaturas menores que 900°C, as quais se acentuam com o resfriamento. Deduz-se, então, que a difusão a baixas temperaturas é mais favorável para a ferrita.

Tabela 2-1 Difusão do hidrogênio em função da temperatura na ferrita e austenita. <sup>(16, 17)</sup>

Temperatura (°C)	Constante de Difusão (cm <sup>2</sup> /s)	
	austenita	ferrita
1500	<b>5,0 x10<sup>-4</sup></b>	3,9x10 <sup>-4</sup>
1400	<b>4,1x10<sup>-4</sup></b>	3,8x10 <sup>-4</sup>
1300	<b>3,3x10<sup>-4</sup></b>	3,6x10 <sup>-4</sup>
1200	<b>2,5x10<sup>-4</sup></b>	3,4x10 <sup>-4</sup>
1100	<b>1,9x10<sup>-4</sup></b>	3,2x10 <sup>-4</sup>
1000	<b>1,3x10<sup>-4</sup></b>	3,0x10 <sup>-4</sup>
900	<b>8,7x10<sup>-5</sup></b>	2,8x10 <sup>-4</sup>
800	<b>5,7x10<sup>-5</sup></b>	2,6x10 <sup>-4</sup>
700	<b>3,1x10<sup>-5</sup></b>	<b>2,3x10<sup>-4</sup></b>
600	1,5x10 <sup>-5</sup>	<b>2,0x10<sup>-4</sup></b>
500	6,4x10 <sup>-6</sup>	<b>1,7x10<sup>-4</sup></b>
400	2,0x10 <sup>-6</sup>	<b>1,3x10<sup>-4</sup></b>
300	4,3x10 <sup>-7</sup>	<b>1,0x10<sup>-4</sup></b>
200	4,7x10 <sup>-8</sup>	<b>6,7x10<sup>-5</sup></b>
100	1,5x10 <sup>-9</sup>	<b>1,3x10<sup>-5</sup></b>

A fragilização devida ao hidrogênio acentua-se com o aumento do diâmetro das barras em função de o tempo de difusão se tornar maior.

### Mecanismos de Interação do Hidrogênio com a Estrutura

Podem-se mencionar vários mecanismos de interação entre o hidrogênio e a estrutura (vide Tabela 2-2) que provocam fragilização e causam o trincamento dos aços.

### Estudo de Fraturas Associadas ao Hidrogênio – HAC

O termo HAC – *Hydrogen Assisted Cracking* foi introduzido por C. D. Beachem<sup>(18)</sup> em 1972, parte devido a fragilização significar, em metalurgia, especificamente perda de ductilidade em testes de tração e impacto através de modificações microestruturais, e parte devido às trincas obtidas por HAC serem as mesmas que podem ser formadas em experimentos sem envolvimento de hidrogênio, nem de fragilização.

Tabela 2-2 Interação do hidrogênio com a estrutura.<sup>(12)</sup>

Tipos de Mecanismos de Interação	Descrição
❖ Descontinuidades ultra-microscópicas	Ferro e aço apresentam descontinuidades na sua estrutura cristalina. Nesse caso, a absorção de hidrogênio é regida por condições de supersaturação da rede. Assim, essas descontinuidades tentam alcançar o equilíbrio com o hidrogênio que ingressa aos espaços intersticiais na forma de átomos de hidrogênio dissolvido ou moléculas precipitadas.
❖ Absorção e oclusão de hidrogênio	Ocorre, em geral, em inclusões e planos de deslizamento. O hidrogênio absorvido está na forma de moléculas parcialmente ionizadas oclusas. Este hidrogênio ocluído, por sua vez, gera tensões em função da elevação da pressão interna. As fissuras começam a aparecer quando essas pressões superam a resistência do material.
❖ Contornos de grãos	Nos contornos de grão, tensões podem ser geradas devido à oclusão do hidrogênio e elevação da pressão interna. As fissuras aparecem quando essas pressões superam a resistência do material.
❖ Formação de hidretos	Partículas geradas a partir do contato do hidrogênio com elementos afins, as quais geram redes de propagação de fissuras devidas ao hidrogênio associado.

Muitos pesquisadores tentaram, e têm tentado, com grande dispêndio de tempo, compreender o HAC. Outros autores focaram mais sua pesquisa na formação de hidretos.

Por volta de 1873, Buzzard e Cleaves<sup>(19)</sup>, e mais tarde, em 1946, Zapffe e Haslem<sup>(20)</sup> falavam da “teoria da pressão planar”, a qual abordava, de maneira ampla, os efeitos do hidrogênio na geração de tensões formadoras e/ou propagadoras de trincas internas, justificando a formação, inclusive, de distintos tipos de fissuras a partir desse problema.

Outros autores focaram mais sua pesquisa na dissolução de hidrogênio e na formação de hidretos. Zapffe e Sims<sup>(13)</sup>, por exemplo, estudaram como o recozimento a temperaturas abaixo da transformação  $\alpha - \gamma$  poderia evitar o problema, porém ainda não consideravam o efeito da velocidade de aplicação das cargas, e assumiram que a fragilização do material era somente devido à pressão exercida pelas moléculas de hidrogênio. F. de Kazinczy<sup>(21)</sup> verificou cenários semelhantes a Zapffe e Sims<sup>(13)</sup> utilizando, também, as pressões internas providas pelas moléculas de hidrogênio, porém aliando este conceito a cargas catódicas, as quais proporcionariam a penetração do hidrogênio em materiais recozidos. Alexander R. Troiano<sup>(22)</sup>, no artigo mais amplamente

referenciado em HAC, sugeriu que os íons hidrogênio poderiam penetrar até os níveis mais internos dos átomos de Fe, aumentando as forças repulsivas dos elétrons. Essas forças incrementariam as pressões nos planos cristalinos e reduziriam a necessidade de cargas para que ocorressem falhas por clivagem perfeita. G. G. Hancock e H. H. Johnson<sup>(23)</sup>, seguindo uma outra linha, destacaram estados nos quais o hidrogênio adsorvido seria a fonte de fragilização, considerando o efeito de camadas de oxigênio na superfície do aço. Observaram que, quando o oxigênio era removido do meio externo, as microfissuras do material – que poderiam ser arranjos de discordâncias – tinham a tendência de reiniciar seu movimento de propagação imediatamente, direcionando o foco da avaliação do estado triaxial de tensões da frente de propagação para a ponta da trinca, mostrando ainda que tempos de incubação ou difusão não seriam necessários para este tipo de dano. Além disso, o hidrogênio, quando acumulado, poderia gerar discordâncias na ponta da trinca, baixando, com isso, a tensão na frente de avanço.

No tocante a questão “hidretos”, cabe-se ressaltar apenas que, se existe hidrogênio molecular, pode-se gerar hidretos e, nesses casos, a trinca avança pela interface dessas partículas devido a baixar a tensão superficial (ou forças coesivas) na frente de seu avanço. Os hidretos podem ser gerados por reação com numerosos elementos presentes, tais como As, Ba, Be, B, Ca, Cr, Co, Cu, Mg, Ni, Nb, V e outros.

Em geral, no caso de a fissuração ser favorecida por hidrogênio (HAC), os três casos mais comuns são:

1) Na ausência de tensões, o hidrogênio entra na rede e difunde, concentrando-se em zonas de alta energia, tais como contornos de grão (onde o tamanho de grão tem sua influência), inclusões (maior susceptibilidade em MnS alongados), bandas de deslizamento e outras heterogeneidades presentes na estrutura. Além disso, pode ocorrer de o hidrogênio, por difusão, migrar para a frente de propagação da trinca, embora isso não garanta, por si só, propagação – vale lembrar que a zona da frente de propagação da trinca contém discordâncias, as quais retém o hidrogênio<sup>(10, 11)</sup>). Para que a propagação ocorra, no entanto, deve existir uma pressão adequada do referido elemento. Este pode ainda se re-combinar e gerar moléculas que, por incremento da pressão, provocam a formação de cavidades/vazios ou fissuras que podem levar à formação de uma trinca;

2) Se o metal não tem trincas, mas contém suficiente hidrogênio dissolvido – numa concentração adequada – e adiciona-se a ele um carregamento mecânico, trincas

podem ser geradas. O hidrogênio se difunde até as zonas de tensão, a partir da qual se iniciam as fissuras, e essa região começa a sofrer deformação plástica de forma localizada. Quando o hidrogênio aumenta a sua concentração, gerar-se-á a trinca. O hidrogênio difunde até a zona da fissura para assistí-la, favorecendo assim a propagação, por qualquer dos três mecanismos mencionados anteriormente, ou seja, intergranular, coalescência de microcavidades ou clivagem. No entanto, a maior tendência, neste caso, é de que a propagação seja predominantemente intergranular, em parte devido ao fato de o hidrogênio estar, geralmente, acumulado nos contornos de grão e poder difundir mais rapidamente através destes, em parte devido a esse tipo de propagação envolver um menor grau de deformação, o que pode induzir o início e/ou o favorecimento do processo de propagação;

3) Nos dois primeiros casos, o hidrogênio está dissolvido na rede. Caso este se encontre fora da rede, pode ocorrer a geração de fissuras ou propagação daquelas já existentes pela entrada de hidrogênio na rede ou por ataque à superfície. Isso normalmente ocorre devido ao material encontrar-se exposto a um meio com gás hidrogênio ou ácidos contendo hidrogênio, os quais podem se dissociar e formar íons, os quais penetram em zonas de alta energia, provocando deformação plástica localizada ou clivagem. Este fenômeno não requer período de incubação, por isso acredita-se que a profundidade de penetração do hidrogênio na zona plástica seja modesta.<sup>(10)</sup>

Tal como se pode notar nos três mecanismos, os fenômenos presentes incluem a deformação plástica localizada e a clivagem, não interessando se o hidrogênio está dentro ou fora da rede, ou se a trinca é contínua ou descontínua. Também não tem relevante importância o fato de as tensões serem fornecidas por cargas externas, por tensões residuais ou pela pressão de hidrogênio sob a trinca interna.

O HAC pode ser observado comumente em ferros e aços temperados e revenidos, endurecidos por precipitação, de alta resistência, em ligas de Ti e inoxidáveis austeníticos, e em um grande número de outros metais e ligas.<sup>(10)</sup>

Deve-se dar importância relevante à presença de inclusões de MnS, as quais, ao se deformarem plasticamente, alongam-se e atuam como sítios nucleadores de fissuras. Além disso, podem aprisionar hidrogênio, inclusive a temperaturas menores do que 300°C. Por essa razão, em aços resulfurados, a fissuração por hidrogênio pode ocorrer com teores muito baixos de hidrogênio.<sup>(11)</sup>

### Morfologia das Trincas Devido ao Hidrogênio<sup>(24)</sup>

É sabido que o hidrogênio fragiliza metais e ligas.<sup>(10)</sup> Seu efeito é, porém, particularmente desastroso nos aços, principalmente quando submetidos a solicitações superiores em serviço – para aços de alta resistência – a 1000 MPa.<sup>(25)</sup> Aços de baixa resistência são considerados resistentes à fragilização por hidrogênio, sendo susceptíveis, porém, a outras formas de falha creditadas ao elemento.<sup>(25)</sup> Algumas partes por milhão de hidrogênio dissolvidas no aço podem produzir microtrincas e queda de ductilidade. Precisamente, quando a quantidade de gás em solução é muito baixa, a queda na ductilidade é tamanha que podem ocorrer rupturas induzidas pelo hidrogênio (algumas vezes conceituada como fadiga estática).

Nos aços as microtrincas, usualmente, seguem os contornos de grão e costumam ocorrer quando o efeito danoso do hidrogênio dissolvido se sobrepõe às tensões que acompanham a transformação da austenita em martensita. As áreas afetadas na superfície da fratura são reconhecidas por sua aparência frágil e de alta refletividade (brilhante), as quais, normalmente, contrastam com a aparência mais escura da região adjacente de uma ruptura mais dúctil. Por esta razão, podem ser chamadas de escamas ou olhos de peixe.

Microtrincas podem ser facilmente reconhecíveis metalograficamente, sendo mais comum a sua ocorrência no centro dos componentes – na região de maior massa – , onde há pouca possibilidade de deformação plástica. Estas microtrincas são de enorme importância no que diz respeito às falhas em serviço, porque são, geralmente, pontos de partida para falhas por fadiga.

Aços fragilizados por hidrogênio, especialmente aqueles que romperam em serviço após um longo tempo, mostram superfície de fratura bastante semelhante com a de falha por corrosão sob tensão em aços de alta resistência. A identificação positiva torna-se, porém, difícil, sendo freqüentemente impossível diferenciar entre uma fratura induzida pelo hidrogênio e uma fratura por corrosão sob tensão. Além disso, nestas fraturas existe sempre uma região que propaga com baixa velocidade, seguindo os contornos de grão austenítico. É habitual a presença de ramificações da trinca ao longo destes contornos, caracterizadas pelo formato de zigue-zague.

Em geral, as trincas associadas ao hidrogênio podem se apresentar na forma de flocos, seguindo a família de planos  $\{110\}$ <sup>(10, 26)</sup>, geralmente presentes em materiais trabalhados mecanicamente – p. ex. forjados e laminados; propagar através de um

microconstituente ou na forma de zigue-zague; ou nuclear em inclusões, como apresentado na Figura 2-10. Notoriamente são também citadas na bibliografia técnica<sup>(12)</sup> como olhos de peixe, olhos de serpente e olhos de pássaro para o caso de incidência de hidrogênio em juntas soldadas.

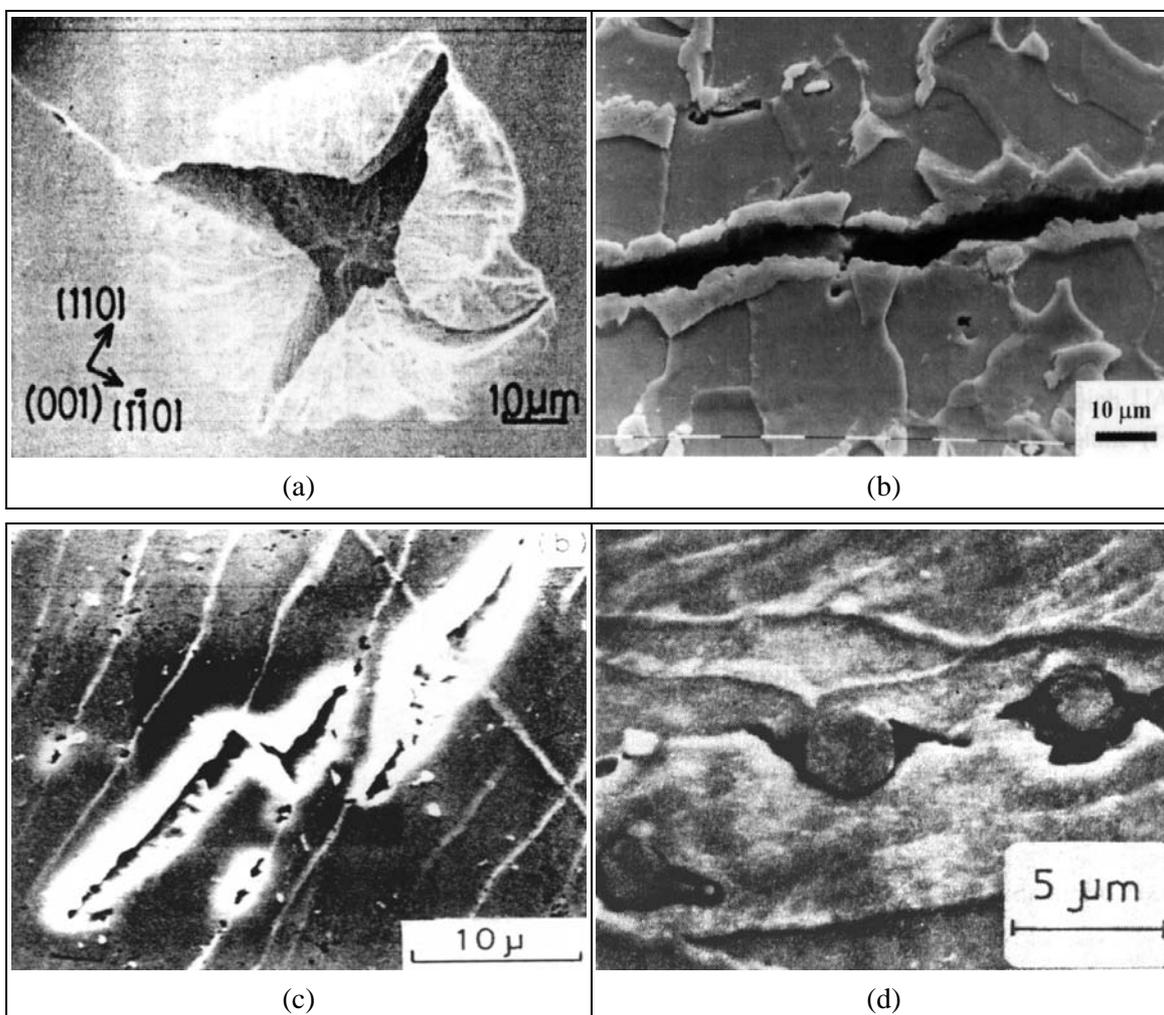


Figura 2-10 Distintas morfologias adotadas pelas trincas devidas ao hidrogênio. / a) Flocos.<sup>(27)</sup> / b) Propagação através de um microconstituente. / c) Propagação em zigue-zague. / d) Propagação através de inclusões.<sup>(12)</sup>

Na Figura 2-11 são apresentados alguns exemplos, dentre os acima referenciados, de fissuras típicas devidas ao hidrogênio em juntas soldadas.<sup>(12)</sup> À esquerda, pode-se visualizar uma fratura completa da secção transversal de uma peça dada a presença de grande conteúdo de hidrogênio, o que possibilita considerá-la como um grande floco. Ao centro, podem-se observar pequenas zonas de fragilização por hidrogênio que colapsaram devido à presença de numerosas pequenas inclusões ou *blowholes*. Por fim, à direita visualiza-se uma fissura gerada pela presença de “olhos de peixe”.

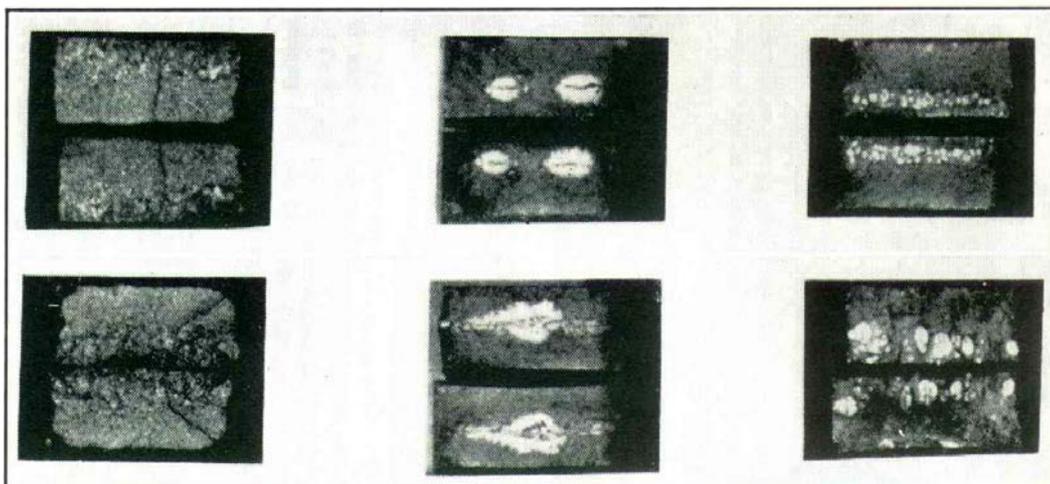


Figura 2-11 Fissuras causadas por fragilização (esquerda); fissuras por descontinuidade (centro) e olhos de peixe (direita).<sup>(12)</sup>

#### Observações Gerais a Respeito do Hidrogênio

Genericamente, pode-se dizer que:

- ✓ O aumento da concentração de hidrogênio favorece a propagação ou geração de trincas com menores cargas;
- ✓ Pode ocorrer propagação pela separação de interfaces em presença de inclusões ou de hidretos;
- ✓ Tanto a iniciação da trinca como sua propagação devem-se a mecanismos atômicos: empilhamento de discordâncias em um obstáculo do microconstituente (precipitado, segundas fases) ou formação de redes de discordâncias;
- ✓ O hidrogênio, por difusão, causa fissuras se existir tempo de incubação, e interage com as discordâncias;
- ✓ O hidrogênio externo migra direto à trinca – caso esta esteja presente – e, devido ao incremento de deformação plástica localizada, facilita a clivagem. Se voltar a se combinar e formar moléculas, incrementa a pressão favorecendo a propagação, não necessitando período de incubação. Quando a trinca é interna, a interação favorece o deslizamento de planos cristalinos

ocasionando clivagem perfeita, coalescimento de microcavidades ou fratura intergranular.

### 2.3.2 Efeito de Algumas Impurezas

Os aços comuns contêm sempre, além do C, pequenos teores de Si, P, S, Mn, às vezes Cu, e traços de outros metais ou metalóides.

Essas impurezas podem combinar-se entre si (MnS, SiO<sub>2</sub>, MnO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) ou então com o Fe (FeSi, Fe<sub>3</sub>P, FeS) ou com o C (Mn<sub>3</sub>C).

De um modo geral, elas se apresentam sobre três formas:

1. Como inclusões: MnS, FeS, SiO<sub>2</sub>, FeO, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>;
2. Como constituintes de um eutético: Fe<sub>3</sub>P;
3. Como soluções sólidas no Fe: FeSi, Fe<sub>3</sub>P ou no Fe<sub>3</sub>C (Mn<sub>3</sub>C).

A influência das impurezas dissolvidas depende de sua natureza, quantidade e distribuição e, quanto às inclusões, além desses fatores, deve-se ter ainda em conta o tamanho e a forma das partículas. As impurezas dissolvidas e as inclusões afetam menos as propriedades do metal quando estão homoganeamente distribuídas do que quando estão segregadas ou agrupadas, sendo esta última distribuição bastante freqüente.<sup>(27)</sup> Melhoras no controle da estrutura de solidificação durante o LC, através da utilização de modernas técnicas de fabricação de aço, conduzem, conseqüentemente, a melhoras significativas na distribuição das inclusões.<sup>(1)</sup>

Uma vez incorporadas ao aço, inclusões não podem ser removidas e sua influência nas propriedades do material irá persistir, podendo ser amenizada caso existam consideráveis reduções conferidas pelos processos de conformação subseqüentes à fabricação do aço.<sup>(1)</sup>

É comum o material apresentar pontos fracos ou susceptíveis a falhas em conseqüência de concentrações acentuadas de impurezas em determinados lugares. Caso essas áreas estejam situadas em regiões sujeitas a tensões mais elevadas, podem estas tensões, mesmo sem ultrapassar os valores admissíveis para o material sem defeitos de nenhuma natureza, ser demasiadas para a resistência das mesmas. Daí a possibilidade do

aparecimento de pequenas fissuras locais que, com a repetição dos esforços, propagam-se paulatinamente através de toda a seção, reduzindo-a sucessivamente até torná-la desprezível. Ocorre então a ruptura brusca da peça e também inesperada porque, na maioria das vezes, a fissuração se desenvolve no interior do material sem nenhum vestígio perceptível externamente.<sup>(27)</sup>

A seguir são considerados os efeitos de algumas impurezas normalmente presentes nos aços.

- P – Quando presente nos aços, constitui-se num dos mais nocivos elementos devido à fragilidade que lhes confere à temperatura ambiente. Dissolve-se na ferrita, endurecendo-a. O P caracteriza-se por ser um tanto incompatível com o C, ou seja, ele tende a expulsar o C da austenita, de modo que, no resfriamento, as áreas ricas em P ficam constituídas praticamente apenas de ferrita.<sup>(28)</sup> Além de sua influência sobre a fragilidade e dureza, o P aumenta a resistência, diminui a ductilidade, melhora a resistência à corrosão e facilita a usinabilidade dos aços;<sup>(27)</sup>
- Mn – Atua como agente dessulfurante e desoxidante. Quando presente em teores elevados, dissolve-se na ferrita aumentando sua dureza e resistência (para teores de C baixos); Até o teor de cerca de 0,5%, não é considerado elemento de liga, eis que se encontra presente nestas quantidades em todos os aços;
- Si – Quando presente em pequenas quantidades (de 0,05 – 0,30%) dissolve-se na ferrita sem afetar consideravelmente suas propriedades. Sua principal função é a de agente desoxidante;
- Al – Desoxidante eficiente, quando presente pode formar inclusões muito finas de  $Al_2O_3$  ou AlN, as quais atuam como controladoras do crescimento dos grãos nos aços.<sup>(28)</sup>

### Efeito do S

É considerado um elemento prejudicial, pois se combina com o Mn e o Fe formando sulfetos de alto e baixo ponto de fusão respectivamente (o MnS solidifica-se a cerca de 1600°C e o de Fe a cerca de 1000°C). O S tem maior afinidade pelo Mn do que

pelo Fe, de modo que se houver suficiente quantidade de Mn, formar-se-a MnS, em partículas diminutas, relativamente plásticas, que se deformam no sentido em que o material é trabalhado.<sup>(28)</sup> Sua presença no aço não é, por esse motivo, muito nociva. Aços com teor propositalmente alto de S (0,10 – 0,20%) e com teor de Mn da ordem de 1,65% são empregados na fabricação de peças cujo trabalho ao torno deva produzir cavacos curtos e quebradiços, de forma a assegurar a perfeita usinabilidade dos componentes a altas velocidades de corte.

Pickering<sup>(29)</sup> avaliou o efeito do S na ductilidade dos aços baixo C ferrítico-perlíticos. O mesmo concluiu que o S possui um efeito altamente deletério à ductilidade e o seu caráter danoso é, na verdade, reflexo da associação do elemento com o Mn – quando presente no aço –, formando MnS. Assim sendo, conduz-se que regiões de maior concentração de sulfetos – MnS, por exemplo – são mais propícias a propagação de trincas. A Figura 2-12 mostra a influência dos sulfetos, bem como de outras partículas de segunda-fase, tais como óxidos e carbonetos, na diminuição da ductilidade de aços baixo C.

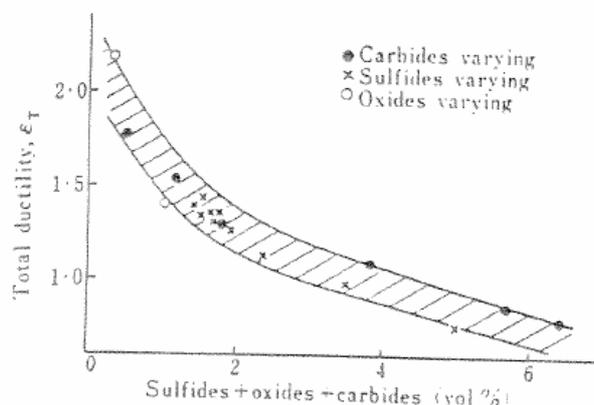


Figura 2-12 Efeito das partículas de segunda-fase na ductilidade.<sup>(29)</sup>

Mintz<sup>(30)</sup> mostrou que um aumento nos teores de S condiciona a um aumento da incidência de trincas transversais nos aços, fenômeno esse originado pela presença de conteúdos de segregação de S os quais fragilizariam as regiões de contorno de grão. Além disso, corroborou com Pickering<sup>(29)</sup> afirmando que a manutenção de teores de S os mais baixos possíveis conduziria a uma melhor ductilidade.

Ainda com relação ao MnS, Mintz<sup>(30)</sup> afirmou que existe um valor crítico para a relação MnS – empiricamente determinado por uma equação – acima do qual existe grande susceptibilidade ao trincamento – especialmente trincas internas transversais – durante o

processo de laminação, ou até mesmo ainda durante o processo de LC. Pela equação determinada por Mintz<sup>(30)</sup>, aços com Mn da ordem de 1,4% tolerariam teores de S de até 0,17% sem serem sensíveis ao trincamento durante laminação a quente, por exemplo.

## 2.4 Transformações de Fase

As transformações que envolvem a decomposição de fases sólidas são consideravelmente mais lentas do que transformações similares a estas que envolvam uma ou mais fases líquidas em função de terem a sua difusão defasada.

Nos aços, um exemplo clássico de transformação envolvendo somente fases sólidas pode ser representado através da transformação da fase gama (Fe- $\gamma$ ), denominada austenita, decompondo-se, a 723°C, em uma combinação constituída de uma fase alfa (Fe- $\alpha$ ), também chamada ferrita, e uma fase Fe<sub>3</sub>C, conhecida como cementita.

### 2.4.1 Transformações em Equilíbrio

As transformações que ocorrem em condições de equilíbrio são a seguir apresentadas.

#### Estrutura das Ligas Eutetóides

Quando a Fe- $\gamma$  de composição eutetóide é resfriada abaixo da temperatura  $A_1$ , ocorre uma reação em que a Fe- $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C nucleam e crescem juntas. O C que é rejeitado pela fase  $\alpha$  vai, concomitantemente, sendo consumido pelas lamelas de Fe<sub>3</sub>C, as quais encontram-se imediatamente adjacentes às lamelas de Fe- $\alpha$ . Essas lamelas de fases distintas avançam juntas sobre a fase Fe- $\gamma$  instável. O produto resultante desta transformação é chamado de perlita.

As colônias de perlita nucleam nos contornos de grão, formando nódulos ou hemisférios no contorno dos mesmos.

A Figura 2-13 ilustra, esquematicamente, a nucleação e o crescimento da perlita. Nela, pode-se observar em (a) que a nucleação das fases Fe- $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C ocorre de forma

heterogênea junto à interface  $\text{Fe-}\alpha/\text{Fe}_3\text{C-Fe-}\gamma$ . Em (b) percebe-se o crescimento da perlita a partir de um par de lamelas que constitui o seu núcleo.<sup>(31)</sup>

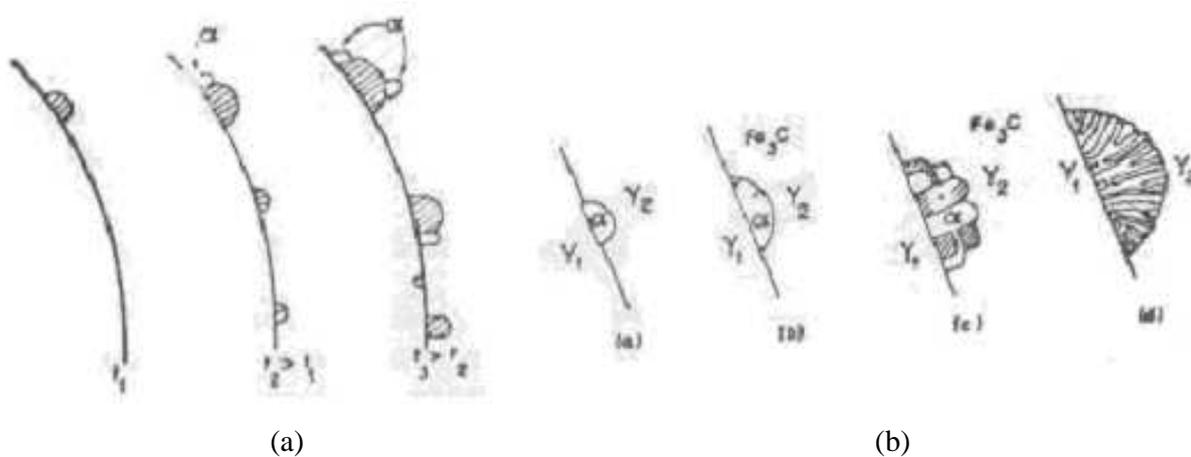


Figura 2-13 a) Seqüência de nucleação da perlita nos contornos de grão da  $\text{Fe-}\gamma$ . / b) Processo de crescimento da perlita por ramificação a partir dos contornos de grão da  $\text{Fe-}\gamma$ .<sup>(31)</sup>

### Estruturas das Ligas Hipo e Hipereutetóides

Nestas ligas, as transformações ocorrem, genericamente, em duas etapas. Inicialmente ocorre à precipitação de uma das fases de baixa temperatura. Posteriormente, dá-se uma decomposição isotérmica da porção de fase de alta temperatura em constituinte eutetóide.

A nucleação das fases que precipitam ocorre geralmente nos contornos de grão da fase matriz. À medida que ocorre o resfriamento, esta fase cresce e, ao mesmo tempo, muda sua composição. Quando a temperatura atinge o ponto eutetóide, toda fase que não transformou transformar-se-á em um constituinte eutetóide.<sup>(31)</sup>

#### 2.4.2 Transformações Fora do Equilíbrio

As transformações que ocorrem em condições de “não equilíbrio” são de maior importância do ponto de vista prático e serão a seguir estudadas com profundidade relevante.

### Transformações Isotérmicas em Temperaturas Subcríticas

Devido à baixa velocidade de transformação no estado sólido, pode-se resfriar uma liga eutetóide até temperaturas bastante abaixo da eutetóide sem que haja decomposição da fase de alta temperatura, desde que a velocidade de resfriamento seja suficientemente alta. Se a liga é resfriada rapidamente até uma temperatura menor que a temperatura eutetóide e mantida durante certo tempo nesta temperatura, ocorrerá uma transformação eutetóide com uma velocidade que é característica para esta temperatura. À medida que a temperatura de tratamento subcrítico é diminuída, as lamelas da perlita vão se tornando mais delgadas e menos espaçadas, e a velocidade de transformação cresce.<sup>(31)</sup>

### Precipitação de Fe- $\alpha$ Pró-Eutetóide

Para pequenos superresfriamentos, a temperaturas não muito abaixo de  $A_3$ , há certa demora à precipitação da Fe- $\alpha$  nos contornos de grão da Fe- $\gamma$ . O crescimento da Fe- $\alpha$  é ilustrado esquematicamente na Figura 2-14, na qual a nucleação nos contornos de grão da Fe- $\gamma$  e a continuação da precipitação ocorrem pelo engrossamento dos filmes formados em contorno de grão.

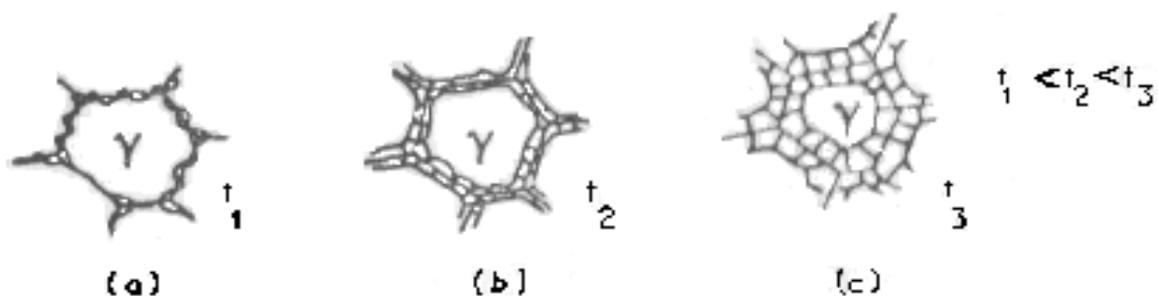


Figura 2-14 Sequência de transformação da Fe- $\gamma$  em um aço hipoeutetóide com pequenos superresfriamentos.<sup>(31)</sup>

Para superresfriamentos maiores, o potencial termodinâmico para nucleação e crescimento da Fe- $\alpha$  aumenta, e pode-se obter morfologias de Widmanstätten. À medida que o superresfriamento aumenta, as agulhas de Widmanstätten tornam-se mais finas e compridas.<sup>(31)</sup>

### Fases Metaestáveis

Estruturas metaestáveis são fases formadas em situações nas quais a difusão intensa de C – necessária para transformações do tipo  $\text{Fe-}\gamma \rightarrow \text{perlita} + \text{Fe-}\alpha$ ,  $\text{Fe-}\gamma \rightarrow \text{perlita}$  e  $\text{Fe-}\gamma \rightarrow \text{perlita} + \text{Fe}_3\text{C}$  – é suprimida.

### Transformação Martensítica

Uma solução sólida supersaturada de C em Fe- $\alpha$ , na qual o excesso de C deforma o reticulado em tal extensão que se forma um reticulado tetragonal de corpo centrado pode ser considerada uma transformação martensítica. O crescimento martensítico é atérmico, sem difusão e tipicamente militar.<sup>(31)</sup>

A martensita obtida diretamente da têmpera é extremamente frágil e, em face dessa situação, recomenda-se que, sempre após têmpera, seja realizado um tratamento de revenimento. Este processo permite aliviar as tensões no material, além do que a estrutura denominada martensita revenida possui melhores características de tenacidade do que a martensita não revenida.

### Transformação Bainítica

Quando um aço sofre uma transformação isotérmica em temperaturas abaixo de 500°C, inicialmente, ocorre a formação de agulhas muito finas de Fe- $\alpha$  supersaturadas em C. Essas agulhas de Fe- $\alpha$ , ao se formarem, expulsam o C para a matriz austenítica ainda não transformada, fazendo com que, junto à interface  $\alpha$ - $\gamma$ , exista uma alta concentração de C. Isso possibilita a formação de Fe<sub>3</sub>C dispersos na bainita, gerando uma microestrutura constituída de agulhas de Fe- $\alpha$  supersaturada com filmes de Fe<sub>3</sub>C precipitados aleatoriamente associados às agulhas. Esta microestrutura resultante dessa transformação é denominada bainita.

- *Bainita Superior:*

Nos aços de baixo C (menor que 0,3%), o primeiro estágio da transformação envolve a formação de uma agulha de Fe- $\alpha$  muito semelhante, porém em menor escala, a uma plaqueta de Fe- $\alpha$  de Widmanstätten. Esta agulha pode nuclear nos contornos de grão da Fe- $\gamma$ . Quanto mais baixa for a temperatura de transformação ou quanto maior for o teor

de C, menores serão as agulhas de Fe- $\alpha$ . Quanto maior for o teor de C, maior será a quantidade de Fe<sub>3</sub>C precipitados nas interfaces.

Em aços médio e alto C (maior que 0,4%), o mecanismo de crescimento é diferente. O maior teor de C favorece a nucleação alternada e rápida de agulhas de Fe- $\alpha$  e Fe<sub>3</sub>C. Este tipo de bainita cresce por nucleação lateral alternada e repetida de ambas as fases, com velocidade de crescimento lateral constante.

- *Bainita Inferior:*

O primeiro estágio na formação da bainita inferior ocorre também pela formação de uma agulha ou plaqueta de Fe- $\alpha$  a partir da Fe- $\gamma$ . Estas agulhas são muito finas devido à baixa difusividade do C nestas temperaturas. O acúmulo de C na interface Fe- $\alpha$  – Fe- $\gamma$  supersatura a Fe- $\gamma$  com C, e a Fe<sub>3</sub>C nuclea nesta zona supersaturada. A posição de mais alta saturação é exatamente a da interface, e a nucleação da Fe<sub>3</sub>C ocorre ao longo da interface da Fe- $\alpha$ . A Fe<sub>3</sub>C não nuclea nas arestas das plaquetas de Fe- $\alpha$ , mas somente ao longo de suas faces, e cresce na medida em que as plaquetas se tornam mais espessas.<sup>(31)</sup>

### 2.4.3 Efeito dos Elementos de Liga

Os aços comerciais contêm, inevitavelmente, presença de pequenas concentrações de diversas impurezas que, em solução, modificam a termodinâmica e a cinética das transformações da Fe- $\gamma$ . Conseqüentemente, o diagrama de fases e o diagrama de resfriamento contínuo são modificados na presença destes elementos. Serão, a seguir, apresentadas as modificações que ocorrem na maioria dos aços devido a alguns elementos de liga, tais como Si, Mn, P e S, bem como a influência do elemento C nessas transformações. Para estes elementos de liga, e provavelmente também para o elemento P, o deslocamento das curvas de transformação reduz a taxa de resfriamento crítica.<sup>(3)</sup>

### Diagrama de Fases

Elementos de liga em solução na Fe- $\gamma$  modificam as temperaturas críticas A<sub>1</sub> e A<sub>3</sub>, bem como o C do eutetóide, como pode ser visto nas Figuras 2-15 e 2-16, respectivamente.<sup>(3)</sup>

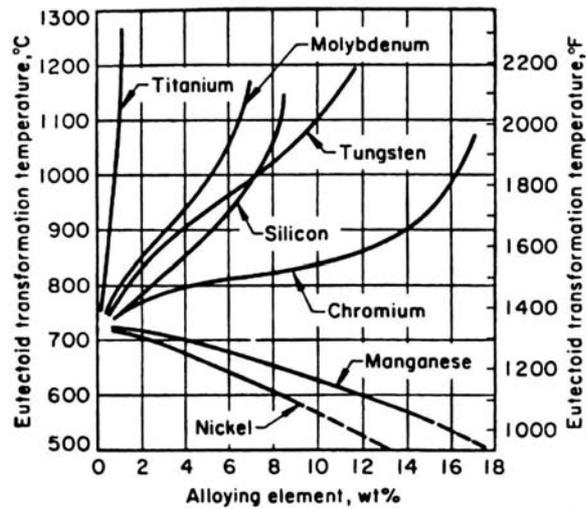


Figura 2-15 Variação da temperatura de transformação eutetóide com a concentração de vários elementos de liga em solução.<sup>(32)</sup>

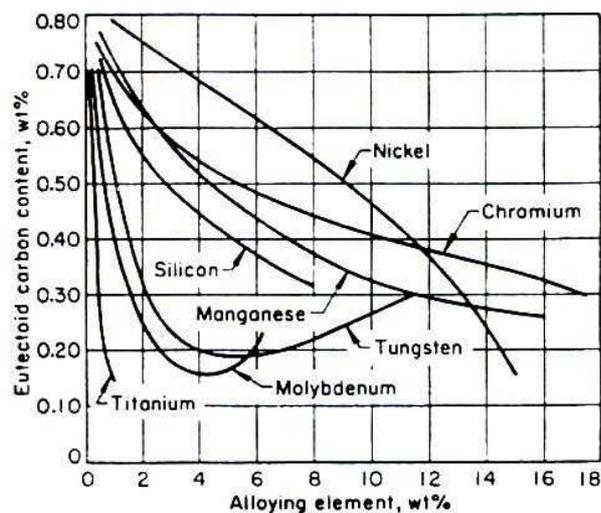


Figura 2-16 Variação do C do eutetóide com o teor de vários elementos em solução.<sup>(32)</sup>

### Diagrama de Transformação

Com exceção do Co, todos os elementos de liga em solução na Fe- $\gamma$  retardam início e fim das transformações durante tratamentos isotérmicos ou de resfriamento contínuo. A Figura 2-17 mostra o efeito, num diagrama de resfriamento isotérmico, do aumento do %Mn em um aço com 0,6% C; o efeito do Si em um aço baixa liga com % C da ordem de 0,5% é apresentado na Figura 2-18, bem como o efeito do Mo em um aço 0,2%C na Figura 2-19.<sup>(3)</sup>

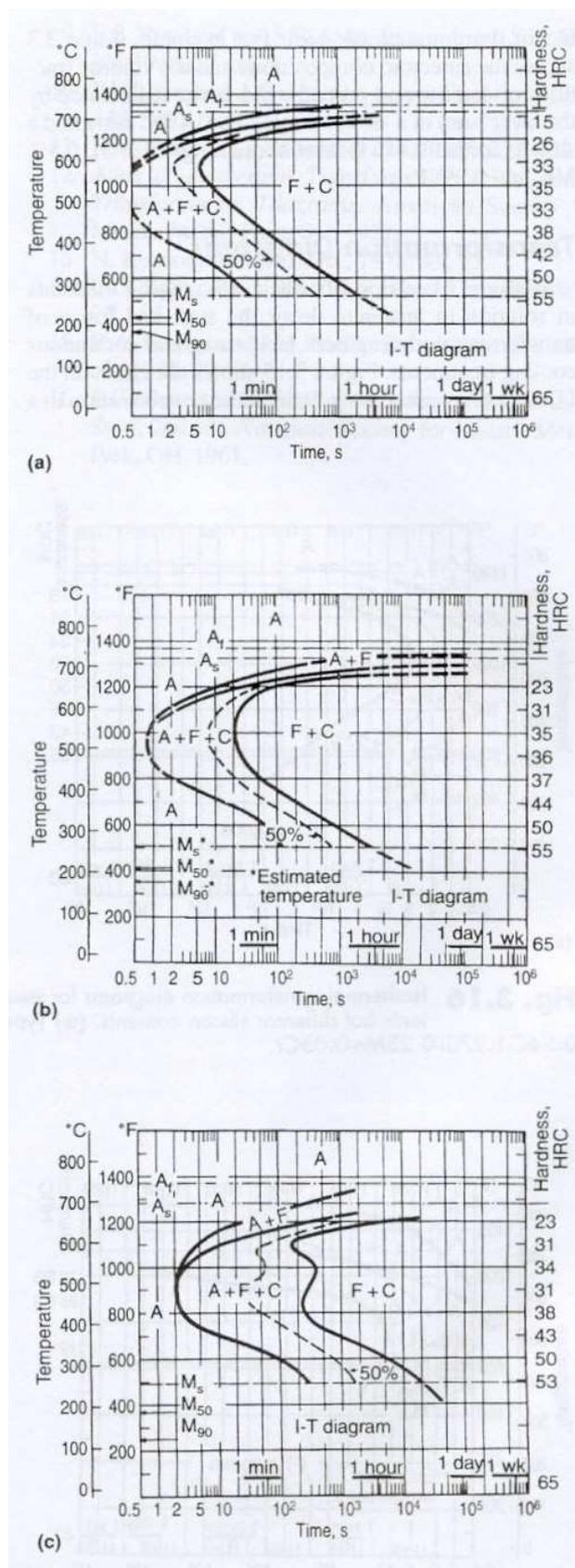


Figura 2-17 Diagrama de transformação isotérmica para aços com aproximadamente constantes teores de C e variáveis de Mn. / a) 1060, 0,63C-0,87Mn. / b) 1060/1065 Mod., 0,64C-1,13Mn. / c) 1320 cementado, 0,60C-1,88Mn.<sup>(3)</sup>

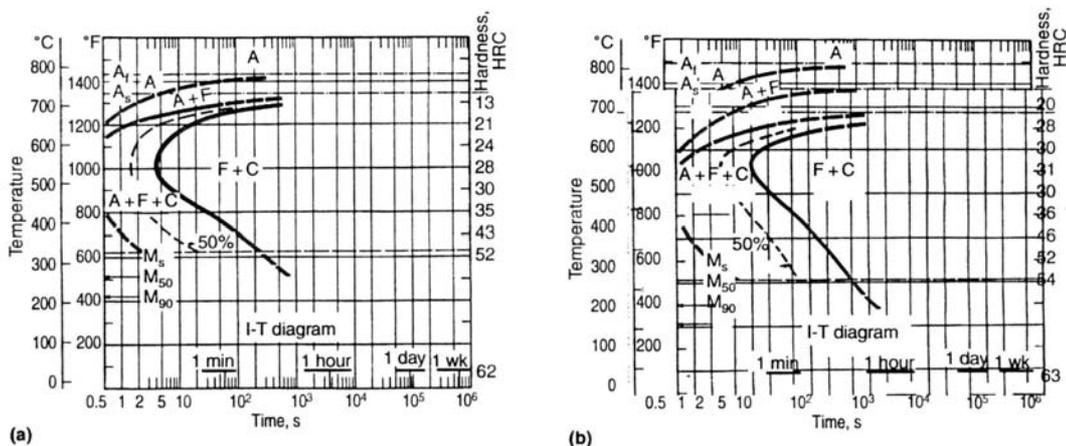


Figura 2-18 Diagrama de transformação isotérmica para aços com aproximadamente constantes teores de C e Mn e variáveis de Si. / a) Fe-C-Mn, 0,50C-0,53Si-0,23Mn-0,05Cr. / b) Fe-C-Si, 0,54C-1,27Si-0,23Mn-0,05Cr.<sup>(3)</sup>

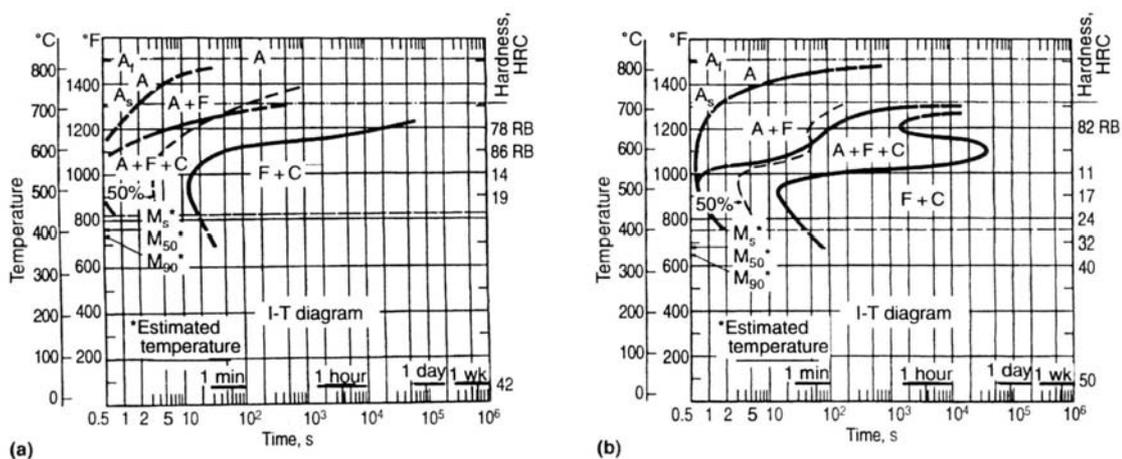


Figura 2-19 Diagrama de transformação isotérmica para aços com aproximadamente constantes teores de C e Mn e variáveis de Mo. / a) 1019, 0,17C-0,92Mn. / b) 4027, 0,26C-0,87Mn-0,26Mo.<sup>(3)</sup>

### Efeito do C<sup>(14)</sup>

A adição de C produz relevantes modificações nas transformações de fases e no equilíbrio delas. Diferenças na capacidade da Fe- $\alpha$  e Fe- $\gamma$  para acomodarem o C resultam não somente em importantes modificações do diagrama Fe-C, mas também na formação da Fe<sub>3</sub>C. A estrutura cristalina CCC da Fe- $\alpha$  e CFC da Fe- $\gamma$  são modificadas pela introdução de átomos de C dentro dos interstícios ou sítios intersticiais entre átomos de Fe.

O C é um elemento que estabiliza a Fe- $\gamma$  e aumenta a “lupa austenítica” ou janela de formação desta fase no diagrama Fe-C em aços. A máxima solubilidade do C na Fe- $\gamma$  atinge 2,11% a 1148°C. A Fe- $\alpha$  tem menor capacidade de dissolver C do que a Fe- $\gamma$ : a solubilidade diminui continuamente a partir de um máximo de somente 0,02% a 727°C. A temperatura ambiente, a solubilidade do C na Fe- $\alpha$  é quase desprezível.

Quando o limite de solubilidade do C é excedido, a nova fase – Fe<sub>3</sub>C ou cementita – forma-se em ligas Fe-C ou aços. A cementita assume muitas formas, disposições e tamanhos que, juntamente com a Fe- $\alpha$ , contribuem para a grande variedade de microestruturas encontradas nos aços. As várias formas da cementita dependem diretamente do histórico térmico ou tratamento utilizado.

#### 2.4.4 Efeito da Velocidade de Resfriamento

A velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico é um dos fatores que mais afeta à intensidade do endurecimento dos materiais.

Nas altas velocidades de resfriamento, a fim de se evitar a obtenção de estruturas de caráter fragilizante (bainita/martensita), o tamanho de grão deve ser muito fino.

Porém, conseguir simultaneamente durezas baixas evitando o crescimento de grão não é fácil, visto que isso implicaria em velocidades de resfriamento simultaneamente altas – para evitar o crescimento de grão ferrítico, e médias ou baixas – para não produzir estruturas frágeis, como as já anteriormente citadas.

Conforme a velocidade de resfriamento aumenta, a dureza aumenta gradativamente devido ao refino do grão austenítico. Se as taxas são muito elevadas, ocorre a formação de estruturas bainíticas e/ou martensíticas, com conseqüente diminuição da resistência mecânica caso essas estruturas não sejam posteriormente tratadas de forma adequada.

#### Curvas CCT –Continuous Cooling Transformation

Diferentes transformações podem ocorrer nos aços em função das temperaturas de tratamento térmico, da composição química e do tempo que essas transformações levam para ocorrer. Estas transformações podem ser visualizadas em diagramas conhecidos como CCT, tal como apresentado na Figura 2-20.

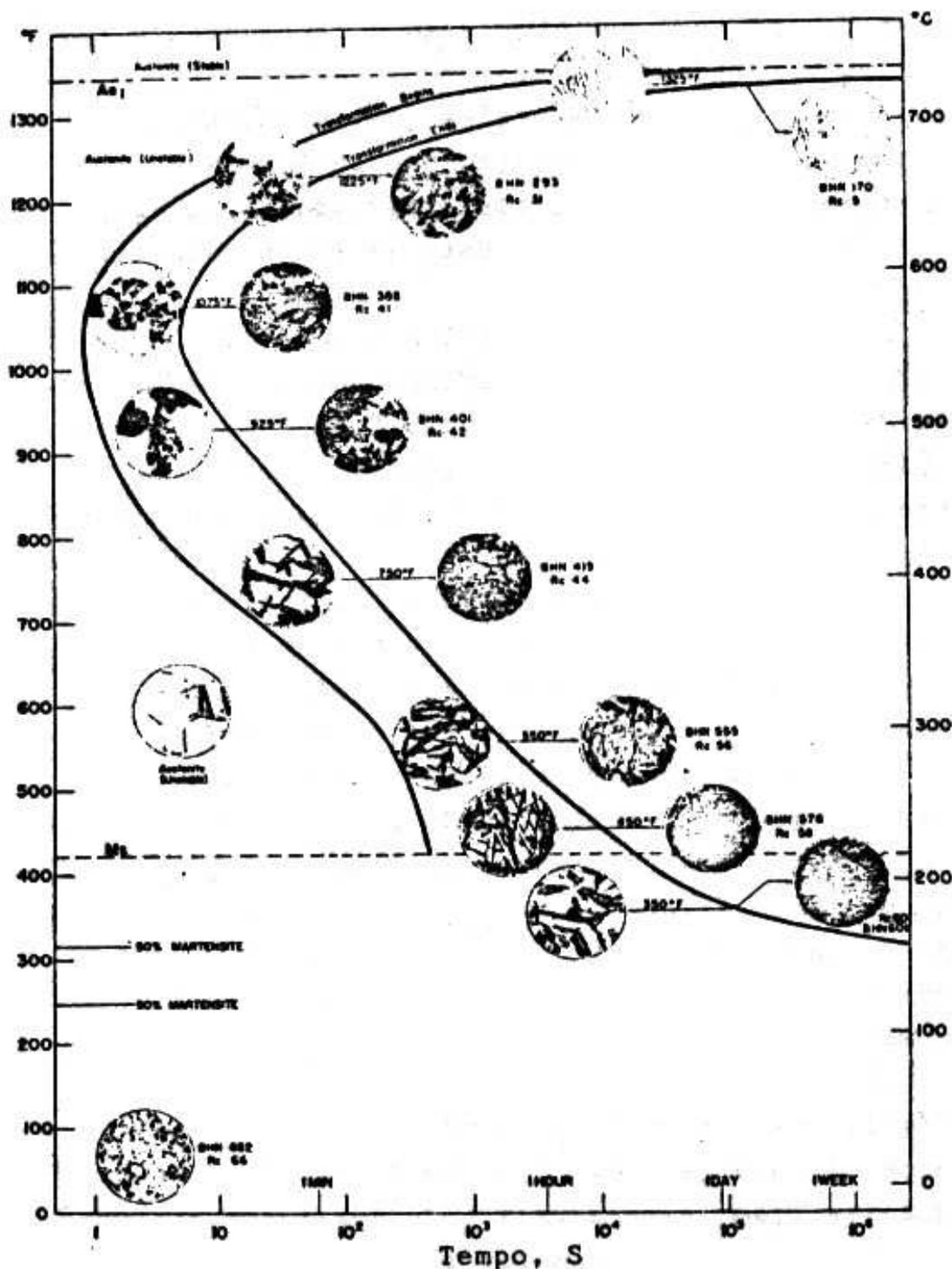


Figura 2-20 Curva CCT em um aço eutetóide (C – 0,89%; Mn – 0,29%) austenitizado a 870°C.<sup>(31)</sup>

As curvas CCT indicam que o tempo necessário para o início de transformações com pequenos superesfriamentos é bastante longo, o mesmo ocorrendo com o tempo necessário para o fim da reação. À medida que o superresfriamento aumenta, para um aço eutetóide, as velocidades de nucleação e crescimento da perlita aumentam, e os tempos de

início e fim de reação diminuem. Em temperaturas mais altas, logo abaixo da temperatura eutetóide, forma-se perlita grosseira, a qual se torna mais fina à medida que a temperatura decresce.<sup>(31)</sup>

No cotovelo da curva CCT, e logo abaixo dele, começa a nuclear e crescer bainita, com velocidade suficiente para transformar parte da Fe- $\gamma$  sem que ocorra formação de perlita.

Se a Fe- $\gamma$  é resfriada tão rapidamente que não se transforma em perlita ou bainita no resfriamento, formam-se plaquetas de martensita.

Para aços não eutetóides ocorrem pequenas modificações. Se um aço hipoeutetóide é resfriado abaixo da temperatura  $A_3$ , haverá nucleação de Fe- $\alpha$  proeutetóide nos contornos de grão da Fe- $\gamma$ . Esta Fe- $\alpha$  cresce e a Fe- $\gamma$  residual terá sua composição deslocada para a composição eutetóide, e na seqüência do resfriamento esta Fe- $\gamma$  irá se transformar em perlita.<sup>(31)</sup>

#### Fatores que Influenciam a Curva CCT

- *Composição Química:*

Geralmente, um aumento no teor de C implica em um deslocamento da curva CCT para a direita, ou seja, ocorre um retardamento do início das transformações e um aumento da temperabilidade do material.

Com a exceção do Co, todos os elementos de liga agem de modo idêntico ao C. O deslocamento para a esquerda provocado pelo Co se deve ao aumento da velocidade de difusão do C pela ação do mesmo, e ao aumento da variação da energia livre na transformação da Fe- $\gamma$  em perlita.<sup>(31)</sup>

Em outros casos, a adição de elementos de liga faz variar o deslocamento da curva, conforme o percentual do elemento de liga adicionado. Como exemplo, pode-se citar os aços indeformáveis com 5% de Cr, que apresentam a curva mais deslocada para a direita do que os que contêm 12% desse elemento; os aços inoxidáveis martensíticos ao Cr contendo Mo, elemento este que pode formar carbonetos facilmente, possuem o início da reação adiantado.<sup>(33)</sup>

O fenômeno de retardamento das transformações pelos elementos de liga pode ser explicado considerando que esses elementos são solúveis na Fe- $\gamma$ , e que, com a diminuição da temperatura, o seu comportamento varia. Enquanto alguns elementos são solúveis na Fe- $\alpha$ , outros tendem a formar carbonetos, o que gera o deslocamento da curva para a direita.<sup>(31)</sup>

Os elementos que fazem aparecer nas curvas em C uma segunda zona de rápido início de transformação de Fe- $\gamma$ , na faixa de temperatura da bainita, são formadores de carbonetos, tal como Cr, Mo, etc.<sup>(33)</sup>

Pode-se observar também nestas curvas, que as temperaturas de início e fim de formação da martensita variam. Todos os elementos influenciam nestas temperaturas, sendo o mais importante deles o C.<sup>(31)</sup>

- *Tamanho de Grão:*

A transformação Fe- $\gamma$  em perlita é um fenômeno que ocorre por nucleação e crescimento, e em geral, se inicia em pontos dos contornos de grão, propagando-se para o interior. É evidente que, quanto maior forem os grãos, mais demorada é a transformação total e menor o número de núcleos iniciais. O início da transformação também será atrasado.

O material com granulação grosseira apresenta propriedades inferiores às do mesmo material com granulação fina e, portanto, não há interesse em trabalhar com aços de granulação grosseira em temperatura ambiente.<sup>(31)</sup>

- *Impurezas:*

As impurezas que, em geral, se localizam nos contornos de grão e, assim como heterogeneidades da Fe- $\gamma$  nesses locais, causam distorções no reticulado, criam tensões que facilitam a nucleação, deslocando a curva para a esquerda.<sup>(31)</sup>

### 3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os experimentos conduzidos neste trabalho foram realizados com o intuito de avaliar e determinar a origem das trincas internas. Estes experimentos compreenderam, inicialmente, a utilização do *FEMS* no processo de LC e posterior elaboração de curvas de ductilidade do aço SAE 1141, pelo emprego do simulador físico Gleeble. A seguir, foram realizados experimentos com o objetivo de avaliar a influência do grau de redução em área inferido pelo processo de laminação e da variação das taxas de resfriamento aplicadas ao material após a mesma na formação de defeitos caracterizados como trincas internas centrais. Além disso, foram feitos estudos complementares para caracterizar o aço na condição produto final – barra laminada, analisando-se possíveis elementos influenciadores quando do surgimento do defeito interno em questão, através de ensaios mecânicos e metalúrgicos em laboratório, ou seja, composição química, dureza Brinell, microestrutura, nível microinclusionário e tamanho de grão.

#### 3.1 Material

O material estudado foi o aço SAE 1141, obtido via LC. Para a realização dos experimentos foram utilizadas amostras de corridas distintas, denominadas neste estudo como *corridas A, B e C*, cujas composições químicas seguem os moldes da composição química nominal apresentada na Tabela 3-1.

Tabela 3-1 Composição química do aço SAE 1141 (% em peso).

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Al	N	Nb
<b>Mínimo</b>	0,37	-	1,35	-	0,080	-	-	-	-	0,010
<b>Máximo</b>	0,45	0,30	1,65	0,030	0,130	0,20	0,25	0,010	110 ppm	0,020

O produto fornecido pela usina siderúrgica refere-se a barras laminadas a quente, sem tratamento térmico e acabamento mecânico, em várias bitolas, sendo abrangidas nestas investigações as bitolas críticas para a ocorrência de defeitos do tipo trincas internas

centrais no processo de fabricação, ou seja, bitolas acima de 75,00 mm, cujo fluxo de fabricação na usina siderúrgica é apresentado na Figura 3-1.

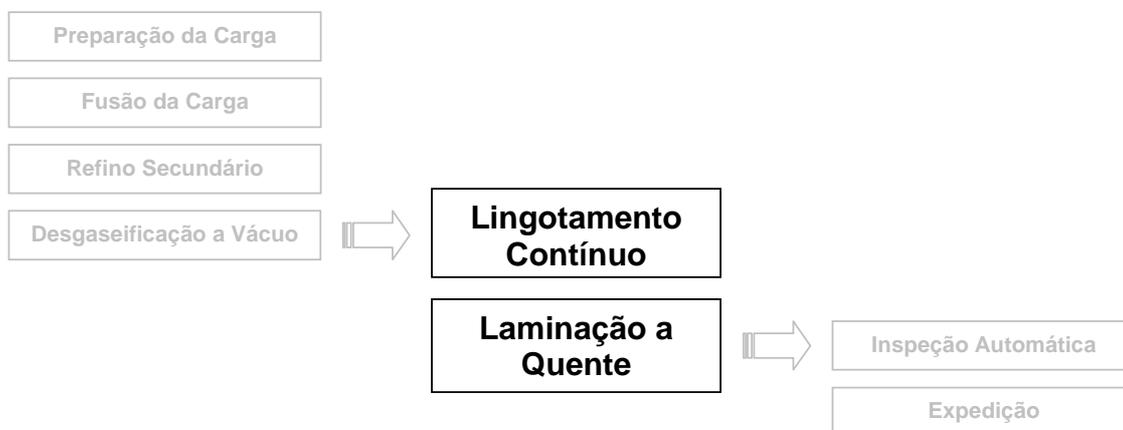


Figura 3-1 Fluxo de fabricação do aço SAE 1141, com destaque para os processos nos quais se atuou na investigação das possíveis causas de geração das trincas internas centrais.

### 3.2 Equipamentos Utilizados

#### - *Análise Química:*

A determinação da composição química foi realizada pelo emprego dos seguintes equipamentos:

- Espectrômetro de Emissão Óptica ARL 3560;
- Espectrômetro de Fluorescência de Raios-X PHILIPS PW 2600;
- Espectrofotômetro de Absorção Atômica VARIAN AA1475;
- LECO CS-444LS (para análise de C e S);
- LECO TC-436 (para análise de N).

#### - *Dureza Brinell:*

Foi realizado ensaio de dureza para caracterização do material ensaiado, no equipamento descrito a seguir:

- Durômetro: INSTRON Series 600.

- Carga 187,5 kg;
  - Esfera 2,5 mm.
- *Caracterização micro e macroestrutural (microestrutura, defeitos e impressões de Baumann):*
- Microestrutura e defeitos:

Para a análise das microestruturas em geral e dos defeitos denominados trincas internas centrais ao microscópio óptico, a preparação das amostras consistiu inicialmente, depois da obtenção das amostras ao final do processo de laminação, na confecção dos corpos de prova através de corte, lixamento / polimento na seqüência de lixas 100-220-320-400-500-600 e feltro com pasta de diamante na granulometria de 1  $\mu\text{m}$ . Para a análise das macroestruturas, o procedimento de preparação realizado foi também corte, lixamento / polimento em lixa e feltro, porém, utilizando-se alumina como agente abrasivo.

As amostras representando as microestruturas do material proveniente do processo de laminação, referentes à análise da influência dos diferentes graus de redução aplicados, depois de terem sido retiradas, uma a uma, após cada “passe” de conformação aplicado pelo processo, bem como as amostras que foram analisadas ao MEV, foram preparadas na forma de corpos de prova, os quais foram lixados em lixa e polidos através de polimento eletrolítico. Para o caso das análises deste experimento em particular, estas foram realizadas na região da superfície, meio-raio e núcleo das barras, no sentido transversal de laminação. No caso das macroestruturas, a análise das amostras transcorreu tanto no sentido transversal como longitudinal de laminação.

Para a análise de microestrutura, foi realizado ataque na superfície polida com reagente Nital 2%.

Para a análise de macroestrutura, foi realizado ataque na superfície polida com reagente HCl.

A análise de inclusões foi feita conforme a norma ASTM E45.

Para a análise de tamanho de grão, a caracterização foi conduzida conforme norma ASTM E112. Empregaram-se ataques específicos para a revelação da microestrutura austenítica. Foram empregados os ataques Vilela (detergente / Nital 10%) e Nital 2% nas amostras previamente polidas para a avaliação do tamanho de grão.

Com exceção das macroestruturas, as quais foram analisadas sem a necessidade de equipamentos, as demais análises foram conduzidas com auxílio dos equipamentos a seguir citados:

- Microscópio Óptico OLYMPUS BX60;
- Microscópio Eletrônico de Varredura LEO, modelo 440.
- Impressões de Baumann:

A preparação das amostras para esta avaliação consistiu na confecção dos corpos de prova, lixamento e ataque em ácido sulfúrico –  $H_2SO_4$ , realizados posteriormente ao seccionamento transversal das amostras em serra a partir de blocos do LC.

#### Considerações sobre a Simulação Física via Gleeble<sup>(34)</sup>

O simulador físico Gleeble 3500, apresentado na Figura 3-2, é uma máquina capaz de executar testes termomecânicos dinâmicos em materiais e simular processos de fabricação. Para isso, uma amostra de material é submetida a uma programação de ciclagem térmica, podendo simultaneamente sofrer trabalho mecânico. Essa programação pode refletir a situação industrial que se deseja reproduzir por simulação física ou, simplesmente, cumprir o que for pré-determinado.



Figura 3-2 Simulador físico Gleeble 3500.<sup>(34)</sup>

Basicamente, os simuladores Gleeble possuem um sistema de aquecimento por passagem de corrente elétrica, um sistema servo-hidráulico e um sistema de aquisição de dados por computador. O modelo 3500 constitui-se de três módulos:

- Módulo fixo – módulo ao qual se acopla o módulo de tração ou de compressão, de acordo com o ensaio a ser realizado. Abriga os atuadores hidráulicos, pneumáticos e elétricos, sendo controlado a partir de um painel de controle digital;
- Módulo de tração – módulo capaz de abrigar montagens e ferramentas voltadas para testes que envolvem esforço de tração ou tratamentos térmicos;
- Módulo de compressão – módulo capaz de realizar ensaios de compressão.

Alguns parâmetros de ensaios passíveis de aquisição são: Força, Temperatura, Deslocamento, Tensão, Deformação e Tempo.

Quanto ao sistema mecânico, pode-se dizer que o equipamento possui um sistema servo-hidráulico integrado, que aplica esforços de até 10 toneladas em compressão ou tração. A taxa máxima de deslocamento é de 100 mm/s e o controle é monitorado por um transdutor LVDT.

O sistema de aquecimento é resistivo e a máxima taxa de aquecimento é de  $10^4$ °C/s.

Existem três tipos possíveis de sistemas de resfriamento:

- Resfriamento livre, pelo corte da corrente elétrica e resfriamento das garras;
- Resfriamento controlado, pelo controle da corrente elétrica;
- Têmpera, através de jateamento de água.

Algumas aplicações do equipamento (processos capazes de serem estudados): deformação a quente, LC, laminação a quente, forjamento, fadiga, fluência, difusão, tratamentos térmicos, precipitação, entre outros.

O equipamento é versátil e pode ter suas potencialidades expandidas, permitindo a utilização de montagens e ferramentas opcionais, que podem ser instaladas pelo próprio operador.

A atmosfera na qual são realizados os ensaios pode ser controlada ou não, havendo a possibilidade de trabalhar sob vácuo ou utilizando-se algum gás inerte (ou mesmo alternando-se as situações a qualquer momento, conforme a programação).

Durante os ensaios de tração, os controles da deformação e da velocidade de deformação por tração são precisos e independentes. O sistema elimina excesso de deformação, não alterando a velocidade de deformação pré-estabelecida. Neste trabalho, a configuração do módulo de tração utilizada é apresentada na Figura 3-3. Nesta configuração, pode-se visualizar que o aquecimento é atuante somente sobre a região central do corpo de prova, e o esforço é igualmente aplicado somente na mesma. Utiliza-se, para avaliação do deslocamento da amostra durante o ensaio de tração, um sensor denominado L-gage. Este sensor permite medidas precisas do deslocamento, pois é fixado junto à amostra durante a realização do teste.

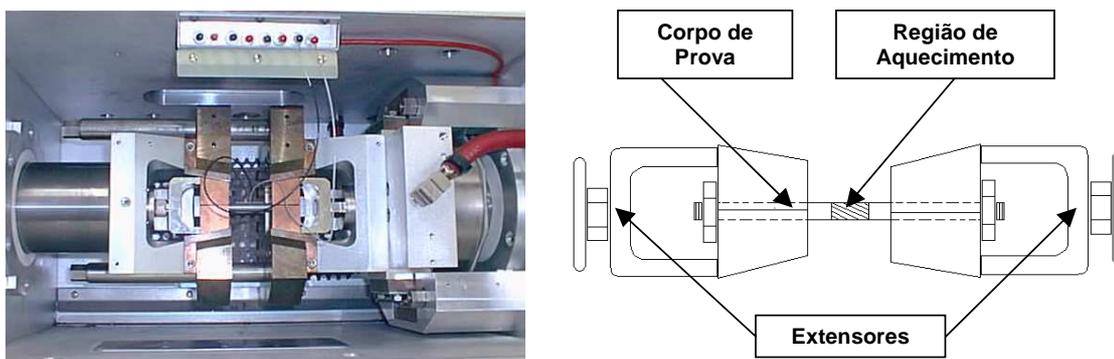


Figura 3-3 Configuração do módulo de tração para a realização do ensaio de tração a quente.<sup>(35)</sup>

Os corpos de prova utilizados nos ensaios foram confeccionados conforme apresentado na Figura 3-4, possuindo formato cilíndrico, com dimensões de 10 mm de diâmetro x 120 mm de comprimento, sendo retificados para se obter dimensões mais precisas e um bom acabamento superficial, o qual evita que imperfeições dessa natureza interfiram nos resultados dos ensaios.

A programação do ensaio é realizada em um software do próprio simulador em uma planilha de programação e consiste, basicamente, no aquecimento da amostra até a temperatura de tração em um tempo pré-determinado, permanência em patamar para homogeneização da temperatura do corpo de prova e, em seguida, aplicação de uma velocidade de deformação de  $0,25 \text{ s}^{-1}$  até a total fratura do corpo de prova. Após a fratura, segue-se o resfriamento ao ar.

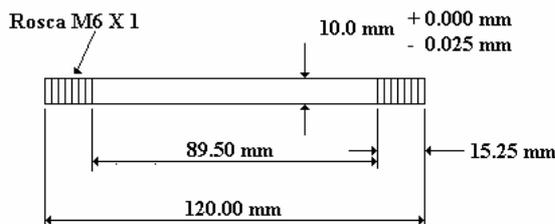


Figura 3-4 Geometria do corpo de prova utilizado na simulação física.<sup>(34)</sup>

O procedimento para a realização dos ensaios inicia com a soldagem de um termopar tipo S (Pt-PtRh), de diâmetro 0,20 mm, na amostra.

A amostra é posicionada com auxílio de um carregador no interior da câmara de ensaios.

Os punções devem estar perfeitamente alinhados e devem estar sem riscos ou fraturas.

Após o posicionamento da amostra e fechamento da câmara de ensaios, é realizado vácuo e injeção de nitrogênio gasoso, criando-se assim uma atmosfera protetora, com conseqüente diminuição da descarbonetação da peça.

### 3.3 Descrição dos Experimentos

A realização dos experimentos abaixo descritos tem por finalidade discorrer sobre as diversas variáveis presentes no processo de fabricação das barras laminadas da qualidade SAE 1141, para o atingimento do objetivo de redução dos defeitos internos do tipo trincas centrais. Tanto a elaboração, como a execução dos mesmos, ocorreram de forma quase simultânea, devido à grande necessidade de redução das ocorrências dos defeitos, os quais estavam comprometendo a sanidade interna do material.

#### 3.3.1 Experimentos no Lingotamento Contínuo

É sabido que, ao longo do processo de produção de barras de aço, inúmeras variáveis podem contribuir para a formação de defeitos de natureza interna. É também característico do processo de produção de barras a realização de inspeção/detecção de defeitos somente no seu final (ver fluxo do processo de fabricação das barras na Figura 3-

1). Por este motivo, e em função de não se ter histórico de ocorrências, e nem inspeções intermediárias que permitiriam a detecção prévia dos defeitos, optou-se por iniciar a investigação das causas de formação das trincas internas centrais pelo LC. Vale salientar que, para o caso dos defeitos internos, esta inspeção dá-se pelo uso de ultra-som.

Os experimentos no LC foram impulsionados pelo fato de a formação das trincas internas poder estar associada especificamente ao processo de solidificação. Com isso, este experimento consistiu basicamente em avaliar a influência da utilização do *FEMS* durante o processo de solidificação na otimização dos conteúdos de segregação química de C e S no núcleo dos tarugos através da comparação entre si dos valores de segregação dos tarugos produzidos com e sem utilização do equipamento, buscando respostas que pudessem dirimir a suspeita da formação das referidas trincas ter conexão com o processo de LC. É fato que a presença de segregação química é bastante deletéria para a sanidade interna dos materiais, podendo, até mesmo, gerar uma zona favorável à formação de trincas.

Os parâmetros de frequência, corrente e posição do *FEMS* utilizados neste experimento foram definidos com base nos parâmetros utilizados para a produção de outras qualidades com características semelhantes à SAE 1141. Parâmetros como temperatura e velocidade de LC não foram alterados com relação ao processo de produção de barras da qualidade SAE 1141 padrão. Esta medida foi estabelecida com o objetivo de se restringir o número de variáveis a serem investigadas, impactando tanto na quantidade de experimentos a serem realizados, como no número de análises a serem efetuadas pós-experimentos.

Os experimentos envolvendo a utilização do *FEMS* foram realizados comparativamente entre os veios da *corrida A*. Com isso, optou-se por lingotar um veio (V1) na condição com utilização do *FEMS* estabelecida pelo experimento. Os demais veios, em número de dois (V2 e V3), foram lingotados na condição padrão pré-definida para o processo de fabricação utilizado para a qualidade SAE 1141, ou seja, sem a utilização do equipamento.

Para avaliar a performance do material, um plano de inspeção foi montado para a realização de análises em três pontos ao longo do roteiro de execução dos experimentos, abrangendo não só os tarugos, mas também, as barras laminadas, conforme apresentado na Figura 3-5.

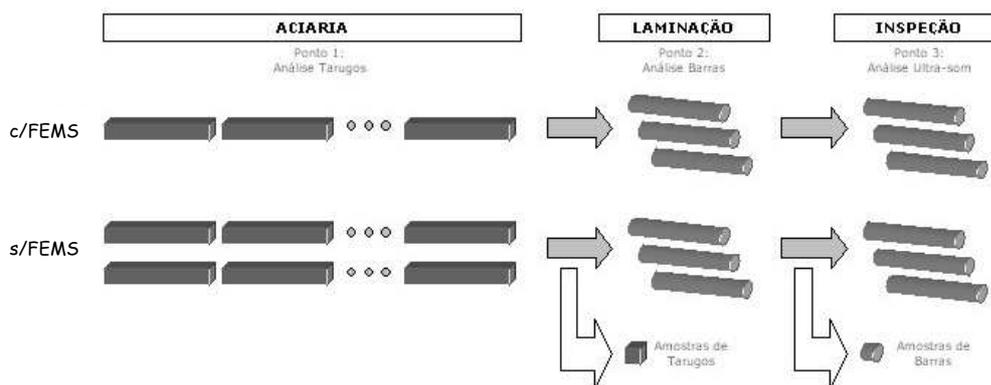


Figura 3-5 Plano de inspeção programado para ser executado ao longo da condução dos experimentos envolvendo a utilização do *FEMS*.

As ferramentas utilizadas para essas amostragens abrangeram ensaios de segregação química; dissolução da matriz para revelação dos sulfetos; mapeamento dos elementos químicos constituintes dos sulfetos, com auxílio da ferramenta *scanning microscope analysis*, além de avaliação da distribuição, tamanho e análise *energy dispersion spectrometry* (EDS) dos mesmos; e impressões de Baumann e macrografias em tarugos e macrografias e ultra-som em barras laminadas.

Deve-se salientar que o mapeamento dos elementos químicos constituintes dos sulfetos, realizado ao MEV através da utilização da ferramenta denominada *scanning microscope analysis*, consiste, inicialmente, em traçar uma linha imaginária através da trinca observada. Posteriormente analisa-se – ao longo desta linha que cruza a trinca – o % dos elementos químicos de interesse, tal como o Mn, por exemplo, com o objetivo de avaliar possíveis conteúdos de microsegregação nas zonas periféricas e núcleo da trinca.

A segregação central foi determinada, como indicado na Figura 3-6, pela análise de C e S dos cavacos retirados com uso de broca de  $\varnothing$  5 mm, em distintos pontos dos tarugos, utilizando-se para a determinação dos valores o equipamento de determinação de C e S denominado LECO CS-444LS. O objetivo foi comparar os níveis de segregação obtidos para tarugos produzidos com e sem a utilização de *FEMS*.

#### Descrição dos Ensaios Físicos via Gleeble

A realização dos ensaios físicos no equipamento Gleeble tem por objetivo avaliar a performance do aço estudado frente à geração de trincas internas centrais no LC e na

laminação. Através da construção de curvas de ductilidade (RA versus temperatura, as quais mostram o grau de deformação que uma liga pode tolerar sem que ocorram rupturas<sup>(36)</sup>), são analisadas comparativamente as possíveis diferenças existentes entre as curvas de ductilidade elaboradas para materiais da qualidade SAE 1141 produzidos com e sem *FEMS*. Além disso, busca-se nessas curvas a indicação da temperatura de laminação que melhor satisfaça a relação RA versus temperatura, garantindo assim que os materiais da qualidade SAE 1141 sejam conformados sob parâmetros que garantam a isenção de defeitos internos no material laminado.

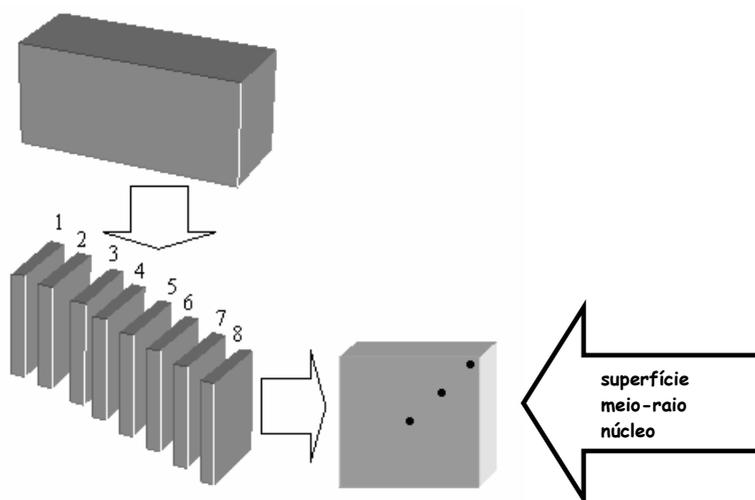


Figura 3-6 Sistemática utilizada para a determinação da segregação química em tarugos.

Para isso, buscou-se avaliar, inicialmente, através de ensaios de tração a quente para temperaturas pré-definidas, as ductilidades de corpos de prova provenientes de tarugos de LC elaborados com e sem a utilização de *FEMS*, retirados das regiões da superfície e núcleo de ambos os tarugos, e compará-las entre si.

Para cada condição de ensaio pré-definida foram testados três corpos de prova, sendo que os resultados apresentados nas curvas de ductilidade refletem a média destes.

Para o caso de processos de deformação a quente, como é o caso da laminação, trabalhos de pesquisa<sup>(37, 38)</sup> têm indicado que o ensaio de tração a quente é uma forma eficiente de simulá-los, visto que o estado de tensão/deformação decorrente simula as condições que podem promover o surgimento de trincas em escala industrial.

Quando a RA medida em cada amostra tracionada a quente é plotada em função da temperatura, o gráfico indica a faixa de temperatura adequada para o processamento e a

temperatura onde o material não apresenta ductilidade. Estas temperaturas são chamadas de PDT –*peak ductility temperature* e ZDT –*zero ductility temperature*.<sup>(35)</sup>

O máximo permissível de redução por passe em uma operação de laminação, por exemplo, é diretamente proporcional a RA medida em um teste de tração.<sup>(36, 37)</sup>

Experimentos em simuladores Gleeble<sup>(35)</sup> têm indicado dados qualitativos de RA para ensaios de tração a quente que podem prever a faixa de temperaturas em que o material irá apresentar o melhor comportamento durante a deformação, conforme os valores indicados na Tabela 3-2.

Tabela 3-2 Relação entre os valores de RA em ensaios de tração e o surgimento de trincas em materiais.<sup>(35)</sup>

<b>Redução de Área (%)</b>	<b>Deformabilidade</b>
< 30	Pobre (abundantes trincas)
30 a 40	Baixa (numerosas trincas)
40 a 50	Aceitável (poucas trincas)
50 a 60	Boa (muito poucas trincas)
60 a 70	Ótima (trincas ocasionais)
>70	Excelente (raras trincas)

Assim, realizou-se posteriormente a avaliação da ductilidade dos tarugos, a avaliação para materiais na condição barra laminada a partir de tarugos fabricados com *FEMS*. O procedimento, no tocante às temperaturas escolhidas para os ensaios, número de corpos de prova ensaiados por temperatura escolhida, bem como as condições físicas dos ensaios foram as mesmas estabelecidas para os ensaios realizados nos corpos de prova provenientes do material na condição tarugo de LC anteriormente apresentados.

Para a construção das curvas de ductilidade envolvendo as amostras de tarugo provenientes do LC, extrapolou-se a idéia acima descrita, aplicada a materiais conformados a quente, no sentido de se detectar algum possível ruído no âmbito de comparação entre as curvas de ductilidade provenientes das diferentes condições de processamento do material conferidas pelos experimentos realizados envolvendo o *FEMS*, na tentativa de avaliar via ductilidade a influência do *FEMS* na otimização do processo de solidificação (condição de segregação, estrutura de solidificação, etc.), bem como buscar respostas relacionadas ao processo na potencial geração das trincas internas centrais.

As amostras utilizadas para a preparação dos corpos de prova têm formato cilíndrico (vide Figura 3-4), com dimensões de 13 x 150 mm, e foram retiradas, no caso dos blocos provenientes dos tarugos do LC, na região da superfície superior e núcleo dos mesmos, conforme demonstrado na Figura 3-7. Para o caso das amostras provenientes das barras laminadas, as mesmas foram extraídas da região do meio-raio, conforme indicado na Figura 3-8.

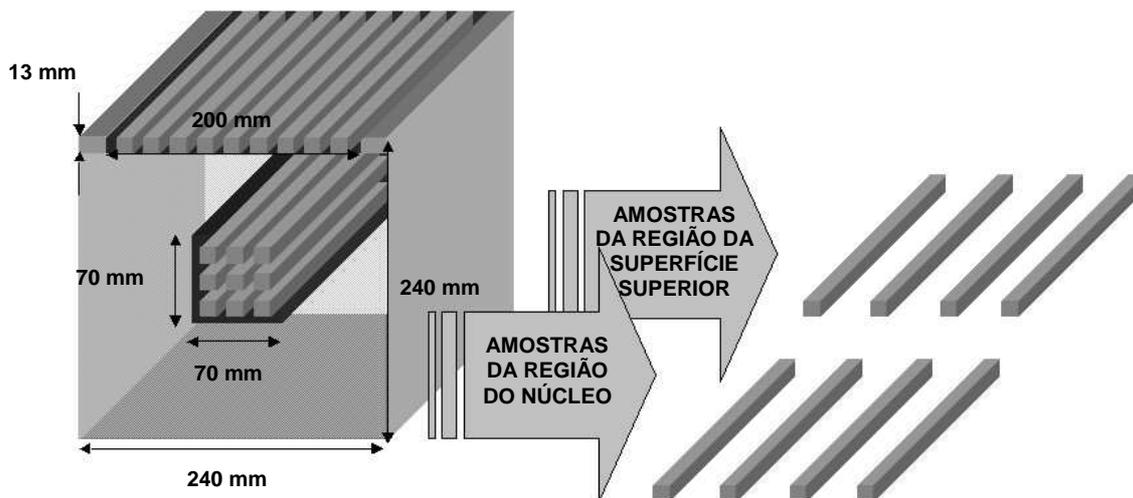


Figura 3-7 Amostragem a partir de blocos do LC para confecção dos corpos de prova utilizados na construção das curvas de ductilidade pelo simulador Gleeble.



Figura 3-8 Amostragem a partir de barras laminadas para confecção dos corpos de prova utilizados na construção das curvas de ductilidade pelo simulador Gleeble.

Para a realização dos testes foram empregadas 13 temperaturas de ensaio: 800, 850, 880, 910, 940, 970, 1000, 1040, 1080, 1120, 1160, 1200 e 1250°C. Dado ao fato de terem sido ensaiados três corpos de prova para cada condição de temperatura pré-estabelecida, foram realizados, abrangendo-se o contexto global dos ensaios de ductilidade, 39 ensaios

por condição simulada, totalizando uma combinação de 234 ensaios, levando-se em conta tanto as curvas construídas para as amostras provenientes dos tarugos – em número de quatro, como para as amostras provenientes das barras laminadas – em número de duas. A seqüência operacional dos experimentos, bem como a amostragem realizada tanto para tarugo, como para barras laminadas, são apresentadas nas Figuras 3-9 e 3-10, respectivamente.

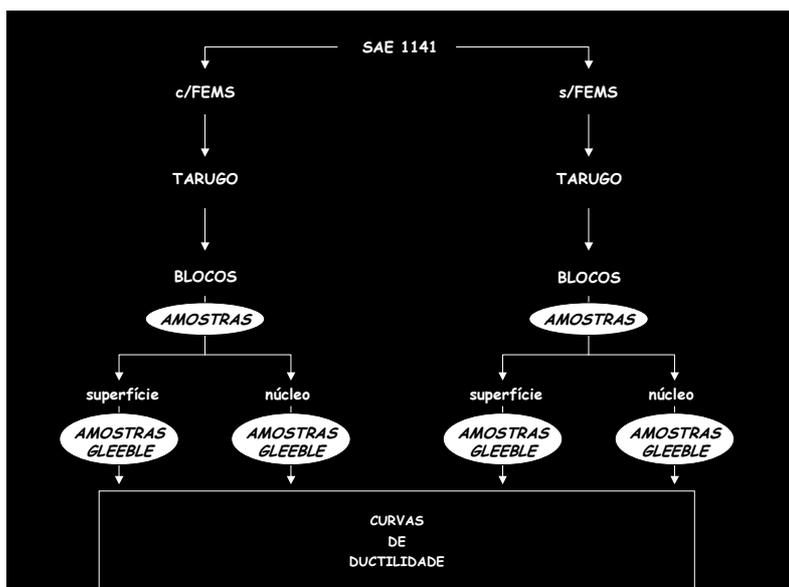


Figura 3-9 Seqüência operacional de experimentos e amostragens realizadas para a construção das curvas de ductilidade para tarugos.

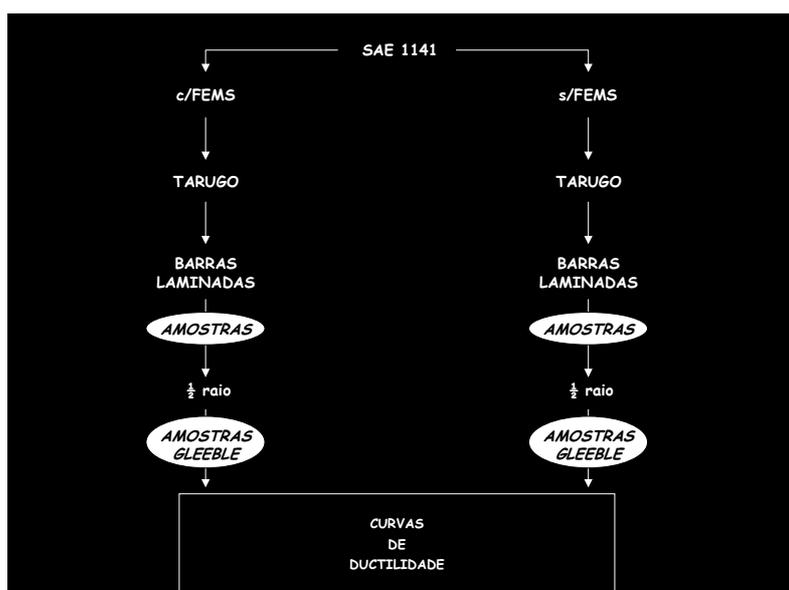


Figura 3-10 Seqüência operacional de experimentos e amostragens realizadas para a construção das curvas de ductilidade para barras laminadas.

Cabe salientar que os tempos de aquecimento (3 minutos) e de patamar (2 minutos) empregados no equipamento Gleeble são indicados em trabalhos<sup>(34, 35)</sup> utilizando este tipo de simulador, visto que são suficientes para permitir adequado aquecimento e encharque do corpo de prova, sem afetar a estrutura prévia do material ou introduzir ruídos capazes de influir na interpretação dos resultados.

### 3.3.2 Experimentos de Redução em Área na Laminação

A realização deste experimento foi motivada pela suspeita de a geração das trincas internas centrais estar associada às tensões de tração e compressão as quais são impostas aos materiais através dos diferentes passes de laminação inerentes ao processo de conformação. Embora não tenham sido medidas essas tensões, este experimento buscou, através da análise das macro e microestruturas, uma maneira de possibilitar a avaliação da influência das mesmas na geração das trincas.

Assim sendo, a condução do experimento consistiu na retirada de amostras após cada passe de laminação aplicado ao material com posterior resfriamento ao ar, avaliando-se, assim, a existência de algum passe de laminação específico no qual as trincas estariam sendo formadas devido às tensões de laminação. O material de partida foi um tarugo quadrado de 240 x 240 mm. Foram retiradas amostras após o rebaixamento do tarugo, a qual ficou com as dimensões quadrado de 165 x 165 mm, e após cada passe da seqüência padrão de passes de laminação para a bitola sendo laminada, ou seja, quadrado de 117 x 117 mm proveniente da primeira gaiola de laminação, oval de 126 x 100 mm proveniente da segunda gaiola de laminação, e redondo de diâmetros na faixa de 75,00 a 80,00 mm, na condição produto final. A Figura 3-11 apresenta a seqüência operacional dos experimentos realizados na laminação e as respectivas amostragens realizadas após cada diferente passe de conformação na laminação.

Utilizou-se para este experimento a *corrida B*, elaborada com a utilização do *FEMS*, pois, como o histórico de laminação para os materiais da qualidade SAE 1141 já era conhecido em bitolas acima de 75,00 mm, e o mesmo apresentava grande teor de incidência de trincas internas, acreditou-se que com o *FEMS*, pelas características já anteriormente citadas, poderia se abrandar a negativa condição histórica.

Depois de findados os experimentos relativos à laminação, foram efetuadas avaliações macro e microestruturais para a detecção de possíveis defeitos provenientes do

processamento do material em amostras oriundas do primeiro passe de conformação até amostras do produto em sua forma final.

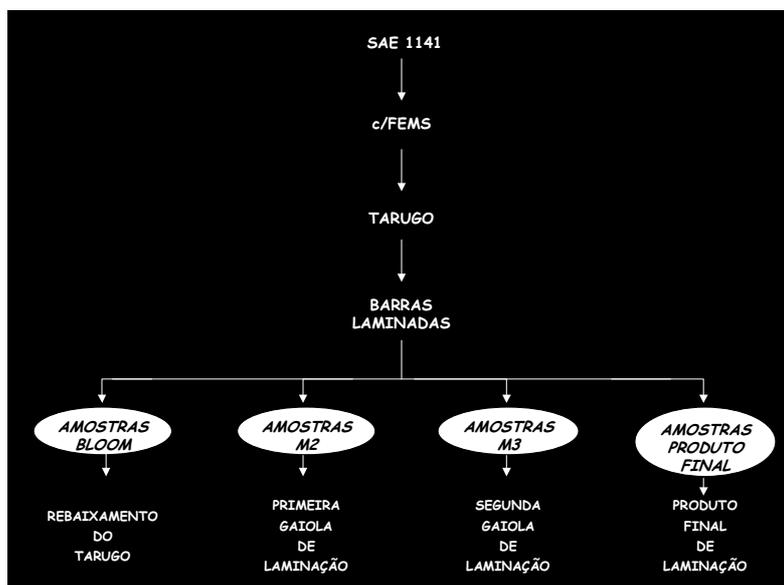


Figura 3-11 Seqüência operacional de experimentos realizados na laminação e amostragens pós-passes de conformação.

Paralelamente a estas análises, realizou-se, também, ao MEV, o mapeamento dos elementos químicos Fe, Mn e S de forma individual, juntamente com o mapeamento dos constituintes Mn e S combinados, em uma amostra retirada do produto na sua forma final – barra laminada – contendo uma trinca interna central.

As amostras utilizadas para a preparação dos corpos de prova para avaliação das macro e micrografias foram retiradas das regiões da superfície, meio-raio e núcleo dos materiais laminados. Para a realização do mapeamento, a amostra foi retirada da região do núcleo da barra laminada.

### 3.3.3 Experimentos de Abafamento Pós-Lingotamento Contínuo e Pós-Laminação

Este experimento teve sua importância no sentido de decretar um re-direcionamento da linha de atuação do trabalho, principalmente porque buscou atuar em uma área até então não abordada, nem no escopo inicial do mesmo.

Levantamentos realizados com base no histórico de medições de hidrogênio de várias qualidades de aço produzidas indicaram uma tendência de elevação na incidência das trincas internas centrais em barras laminadas de diversos diâmetros quando os teores



Com isso, a busca por uma alternativa que pudesse auxiliar na obtenção de melhores resultados para ambos os problemas recaiu sobre dois critérios distintos, ou seja, uma linha de trabalho que pudesse atuar como mantenedora de temperaturas de recozimento, objetivando a efetiva difusão do hidrogênio presente no aço com conseqüente redução dos teores do mesmo, e outra no sentido de amenizar as taxas de resfriamento pós-laminação as quais as barras são submetidas após o processamento, objetivando a redução do tensionamento térmico conferido ao material proveniente do resfriamento através da diminuição percentual, ou até mesmo a eliminação completa, de estruturas de natureza bainítico-martensíticas, as quais são frágeis quando não revenidas, e mais susceptíveis a trincamentos do que estruturas de caráter ferrítico/perlítico.

A opção de abafamento em caixa térmica pós-processamento dos materiais foi a alternativa mais adequada e viável para suprir as necessidades acima citadas. Com isso, através da elaboração da *corrida C*, foi avaliada a influência de uma combinação de variáveis, tais como utilização e não do *FEMS*, abafamento e não dos tarugos pós-LC e abafamento e não das barras pós-laminação.

Procedeu-se o experimento conforme indicado na seqüência operacional de experimentos e respectivas amostragens apresentadas na Figura 3-13. É importante salientar que a amostragem ocorreu apenas ao final do experimento, não tendo sido amostrados os materiais na condição tarugo.

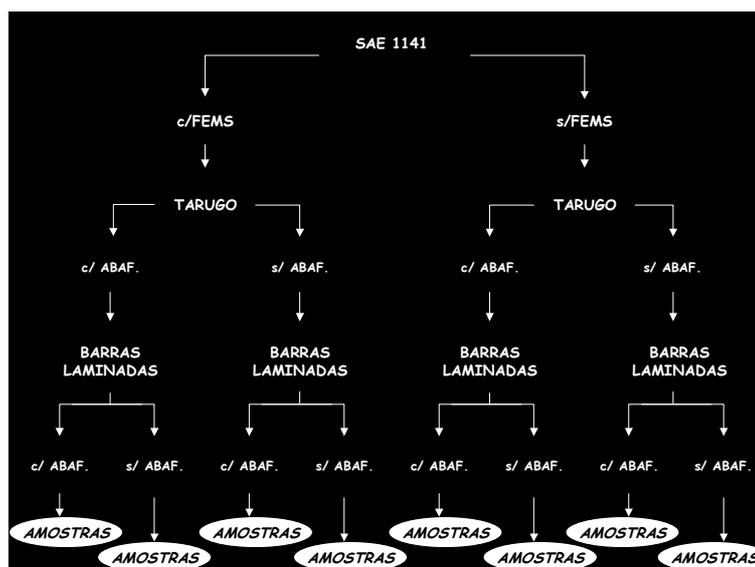


Figura 3-13 Seqüência operacional dos experimentos de abafamento aplicado ao material após a sua produção em aciaria e laminação e respectivas amostragens.

Posteriormente, realizou-se avaliação microestrutural em todas as amostras obtidas, buscando-se a detecção de defeitos presentes e a visualização das microestruturas das amostras nas regiões da superfície, meio-raio e núcleo, além de uma avaliação dos resultados de microdureza e tamanho de grão comparativamente entre as amostras abafadas e não.

Os tarugos e barras que não foram abafados tiveram como meio de resfriamento o ar natural.

As diversas condições de experimentos apresentadas na Figura 3-13 foram identificadas conforme segue na descrição abaixo e resumidamente corroboradas na Tabela 3-3, cujo objetivo é facilitar a sua utilização em subseqüentes citações quando da apresentação dos resultados destes ensaios:

- **Experimento I** – c/FEMS, c/abafamento pós-LC, c/abafamento pós-laminação;
- **Experimento II** – c/FEMS, c/abafamento pós-LC, s/abafamento pós-laminação;
- **Experimento III** – c/FEMS, s/abafamento pós-LC, c/abafamento pós-laminação;
- **Experimento IV** – c/FEMS, s/abafamento pós-LC, s/abafamento pós-laminação;
- **Experimento V** – s/FEMS, c/abafamento pós-LC, c/abafamento pós-laminação;
- **Experimento VI** – s/FEMS, c/abafamento pós-LC, s/abafamento pós-laminação;
- **Experimento VII** – s/FEMS, s/abafamento pós-LC, c/abafamento pós-laminação;
- **Experimento VIII** – s/FEMS, s/abafamento pós-LC, s/abafamento pós-laminação.

Por fim, baseado no fato de que o hidrogênio pode estar presente na estrutura do material sob diversas formas, entre elas atômica – nesse caso ocupando posições específicas na rede ou formando hidretos –, aprisionado a defeitos, contornos de grão ou inclusões, ou mesmo na forma molecular, buscou-se identificar, de maneira consistente, a presença do elemento acima referido em amostras abafadas e não. Para isso, realizou-se,

por intermédio do IAS, um ensaio no qual amostras previamente preparadas para observação metalográfica são atacadas mediante o emprego de um reativo químico a base do sal de prata  $\text{Ag}(\text{CN})_2$ . Esse sal de prata, quando em solução e na presença de hidrogênio, produz, pela redução da prata, cristais de prata metálica ou, popularmente, prata precipitada, indicando assim os sítios onde o hidrogênio encontra-se concentrado. Detalhes relevantes à técnica de deposição de prata para determinação de hidrogênio em aços podem ser obtidos na referência Brandaleze *et al.*<sup>(39)</sup>, sumarizada no ANEXO C.

Tabela 3-3 Grade de experimentos envolvendo cruzamento das variáveis *FEMS*, abafamento pós-LC e pós-laminação.

EXPERIMENTO	c/ <i>FEMS</i>	s/ <i>FEMS</i>	c/abaf. pós-LC	s/abaf. pós-LC	c/abaf. pós-LAM	s/abaf. pós-LAM
<i>I</i>	✓		✓		✓	
<i>II</i>	✓		✓			✓
<i>III</i>	✓			✓	✓	
<i>IV</i>	✓			✓		✓
<i>V</i>		✓	✓		✓	
<i>VI</i>		✓	✓			✓
<i>VII</i>		✓		✓	✓	
<i>VIII</i>		✓		✓		✓

Com relação às amostras analisadas, cabe-se salientar que as mesmas foram extraídas das regiões da superfície, meio-raio e núcleo devido a esta varredura – ao longo da seção transversal da barra – permitir, além da identificação da presença de conteúdos de hidrogênio, a determinação da distribuição do elemento ao longo das distintas zonas da barra. Análises EDS e mapeamentos dos elementos presentes complementam as avaliações.

## 4 RESULTADOS

Primeiramente, são abordados os resultados encontrados na caracterização do produto laminado de rotina. A seguir, são apresentadas imagens representativas de defeitos internos observados ao MEV e subseqüentes avaliações destes.

Os resultados dos experimentos envolvendo a utilização do *FEMS*, tais como segregação química dos elementos C e S, impressões de Baumann e macrografias em tarugos, macrografias em barras laminadas e curvas de ductilidade contruídas via Gleeble são posteriormente abordados. São também apresentados resultados referentes a uma caracterização mais complexa no tocante à questão sulfetos, envolvendo desde análises EDS, dissolução da matriz metálica para revelação dos sulfetos presentes e mapeamento dos elementos químicos constituintes dos sulfetos, até avaliação da distribuição e tamanho dos mesmos. Torna-se importante salientar que os estudos referentes à caracterização dos sulfetos tiveram a sua necessidade associada à presença de grandes quantidades dos mesmos presentes nas amostras observadas na abordagem inicial das trincas.

Além disso, são apresentadas as macrografias e microestruturas das amostras obtidas entre os passes de laminação sofridos pelo material durante o processo, cada qual com diferente grau de redução em área. Paralelamente a esta etapa, realizou-se também o mapeamento de alguns elementos químicos ou de liga – como Mn, por exemplo – com auxílio do MEV. Esses mapeamentos foram realizados com o objetivo de avaliar a presença de conteúdos de microsegregação associados às trincas das amostras avaliadas.

Por fim, são demonstrados os resultados de microestrutura para barras procedentes dos experimentos de variação nas taxas de resfriamento através da inserção da operação de abafamento, bem como microdureza e tamanho de grão, além da determinação de hidrogênio mediante ataque químico comparativamente entre as amostras abafadas e não.

### 4.1 Resultados das Análises no Produto Laminado

- *Análise Química:*

O aço estudado foi o SAE 1141, cuja composição química é apresentada na Tabela 4-1.

Tabela 4-1 Composição química do aço SAE 1141 (% em peso).

<b>CORRIDA</b>	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>N</b>	<b>Nb</b>
<b>A</b>	0,43	0,16	1,52	0,019	0,118	0,16	0,07	0,001	90 ppm	0,013
<b>B</b>	0,44	0,18	1,51	0,018	0,100	0,16	0,08	0,005	98 ppm	0,012
<b>C</b>	0,43	0,19	1,48	0,018	0,106	0,10	0,14	0,005	92 ppm	0,012

- *Dureza: 236 HB*
- *Microestrutura: Fe- $\alpha$  e Perlita;*
- *Microinclusões: A4F; A0G; B0F; B0G; C0F; C0G; D1F; D0G;*
- *Tamanho de grão austenítico: 6 a 8 ASTM.*

A Figura 4-1 apresenta a microestrutura do produto laminado, composta de Fe- $\alpha$  e Perlita.

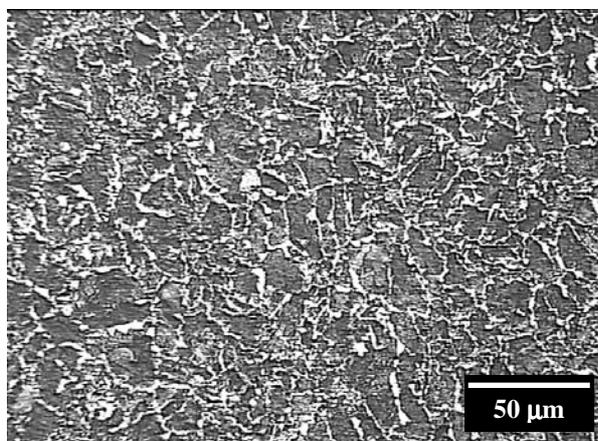


Figura 4-1 Microestrutura representativa do produto laminado.

#### 4.2 Abordagem Genérica dos Defeitos Tipo Trincas Internas Centrais

São apresentadas nas Figuras 4-2, 4-3 e 4-4 macros e micrografias representativas de amostras contendo defeitos do tipo trincas internas centrais no produto final – barra laminada – provenientes de diversas corridas elaboradas da qualidade SAE 1141. Na Figura 4-5 são apresentadas micrografias das trincas contendo grande quantidade de

sulfetos presentes. Com exceção das macrografias, as demais amostras em questão foram avaliadas com auxílio do MEV.

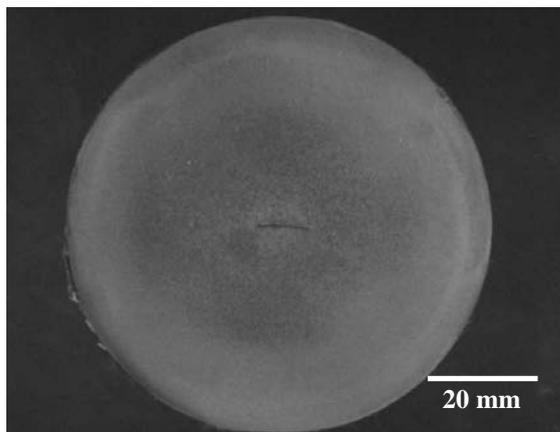


Figura 4-2 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.

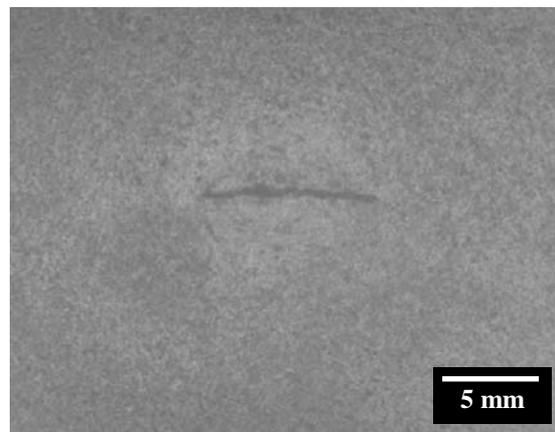


Figura 4-3 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 4-2.

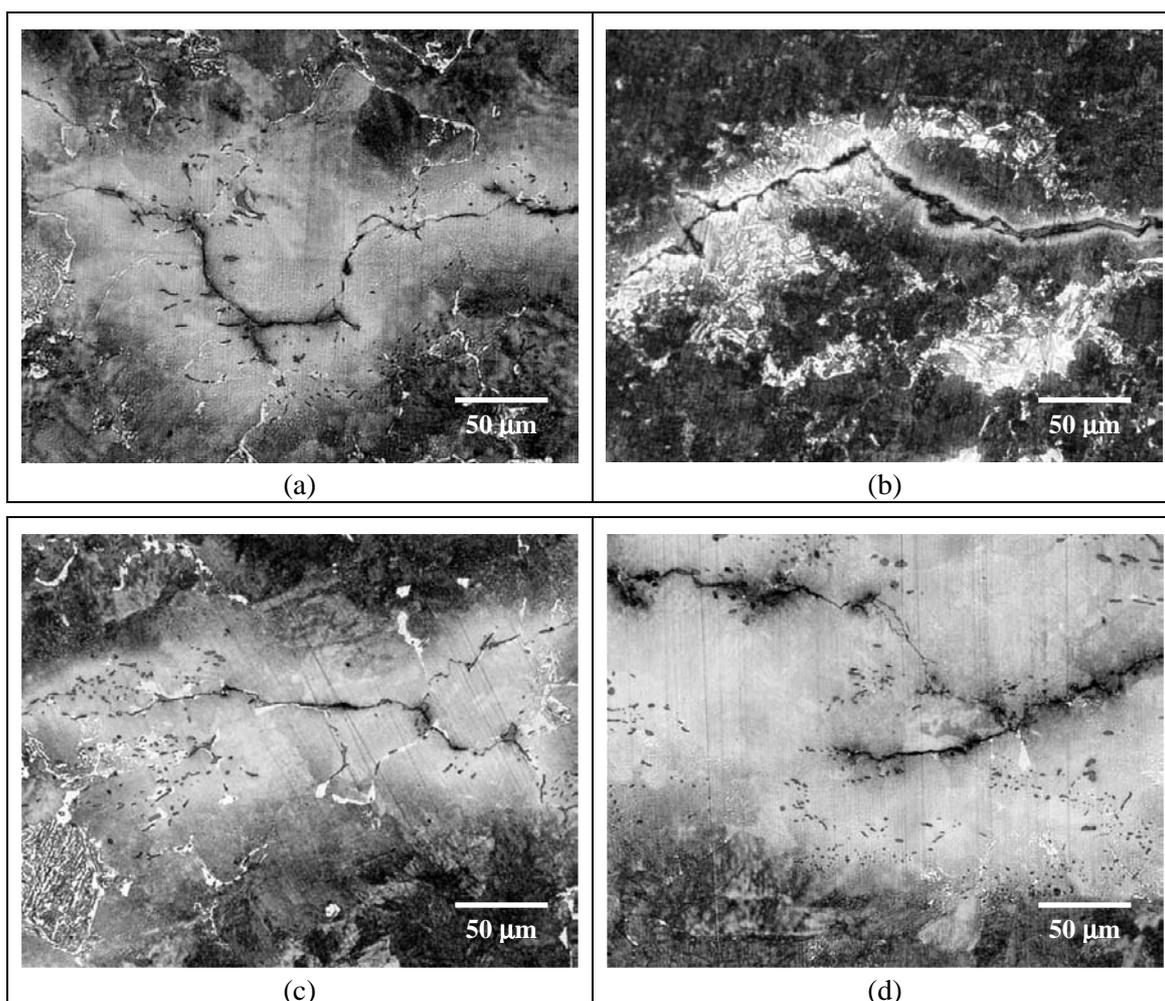


Figura 4-4 Micrografias representativas das trinças observadas na região do núcleo de barras de diferentes corridas. / a; b) *Corrida B*. / c; d) *Corrida C*.

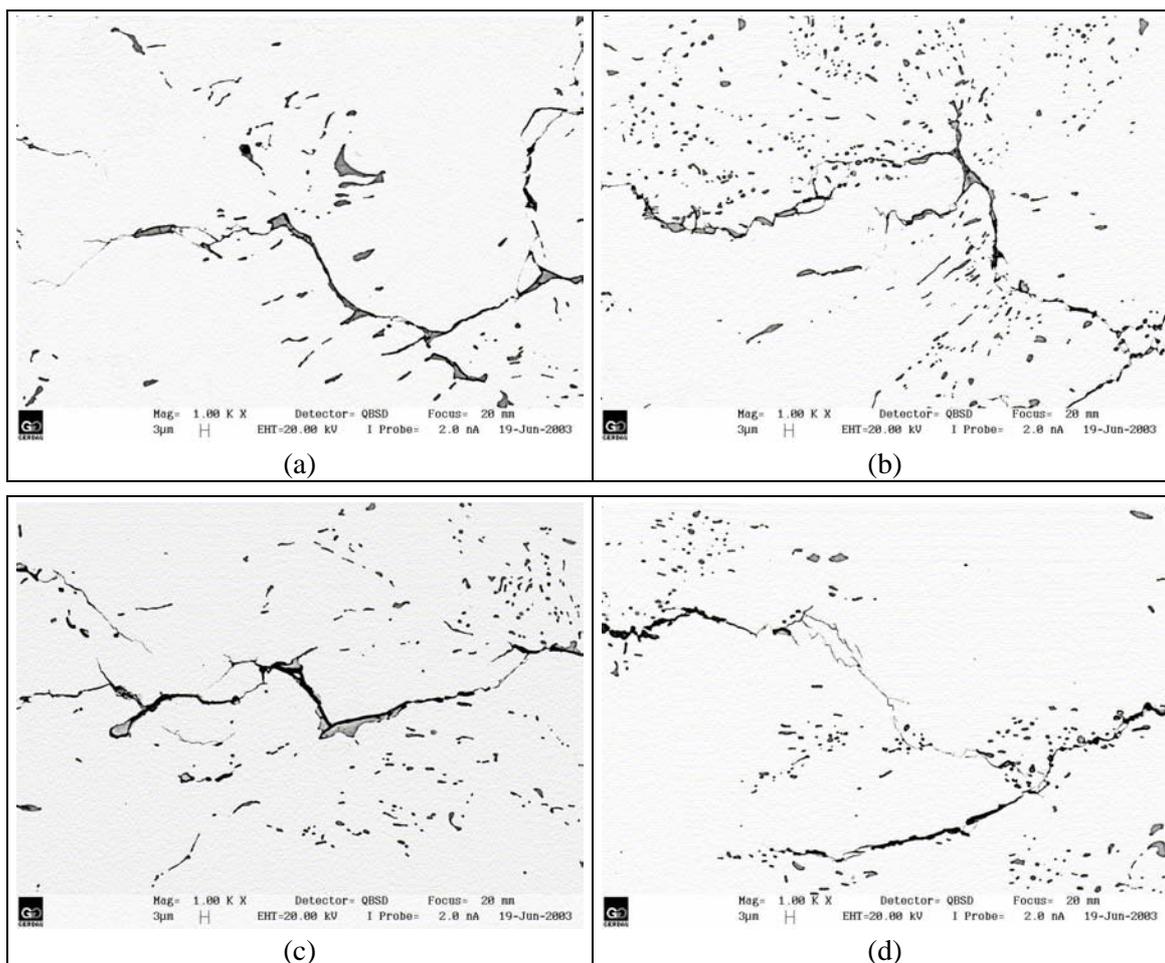


Figura 4-5 Micrografias representativas das trincas observadas na região do núcleo de barras de diferentes corridas. / a; b) *Corrida B*. / c; d) *Corrida C*.

#### 4.3 Resultados dos Experimentos Relacionados ao *FEMS* e Curvas de Ductilidade

Os resultados dos experimentos envolvendo a utilização do *FEMS*, como segregação química dos elementos C e S, avaliação da distribuição, tamanho e análise EDS dos sulfetos, impressões de Baumann e macrografias em tarugos e em barras laminadas, além das curvas de ductilidade são apresentados a seguir.

##### - *Segregação Química em Tarugos:*

Os resultados de segregação química – realizados mediante *drilling* ou, simplesmente, obtenção dos cavacos por meio de furação –, bem como os gráficos representando os conteúdos de C e S distribuídos nas distintas zonas do tarugo são apresentados na Tabela 4-2 e Figuras 4-6 e 4-7, respectivamente. O aspecto do cavaco obtido na furação dos tarugos, além do perfil de segregação em corte longitudinal de barras laminadas podem ser visualizados nas Figuras 4-8 a 4-11 e 4-12, respectivamente.

Tabela 4-2 Resultados das análises de C e S em distintas zonas do tarugo.

	REGIÃO DE ANÁLISE	%C	%S
<b>c/FEMS – início de LC</b>	superfície	0,44	0,13
	meio-raio	0,44	0,13
	núcleo	0,42	0,12
<b>c/FEMS – final de LC</b>	superfície	0,44	0,12
	meio-raio	0,45	0,12
	núcleo	0,45	0,13
<b>s/FEMS – início de LC</b>	superfície	0,45	0,13
	meio-raio	0,46	0,14
	núcleo	0,41	0,12
<b>s/FEMS – final de LC</b>	superfície	0,44	0,13
	meio-raio	0,45	0,12
	núcleo	0,39	0,091

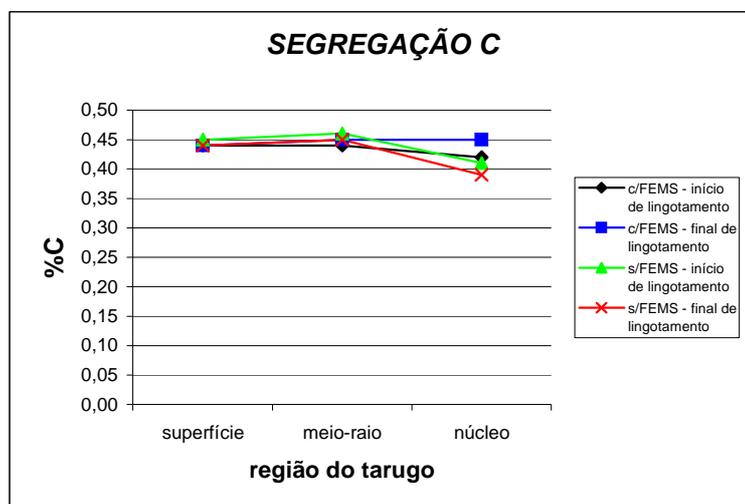


Figura 4-6 Conteúdo de C distribuído ao longo das regiões de análise nos tarugos.

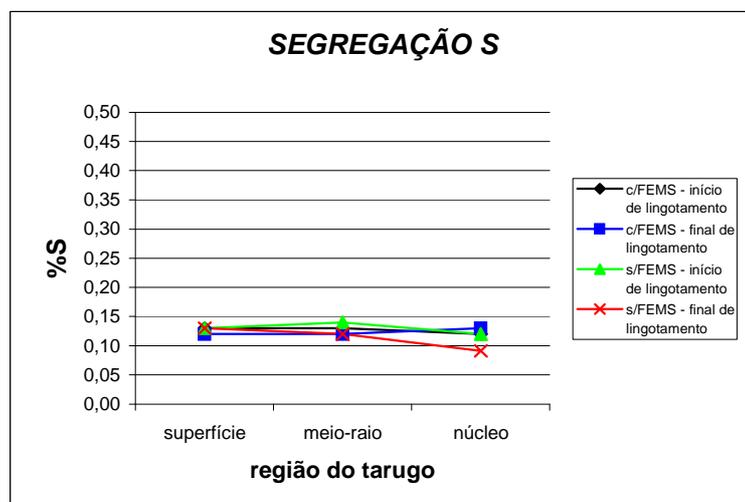


Figura 4-7 Conteúdo de S distribuído ao longo das regiões de análise nos tarugos.

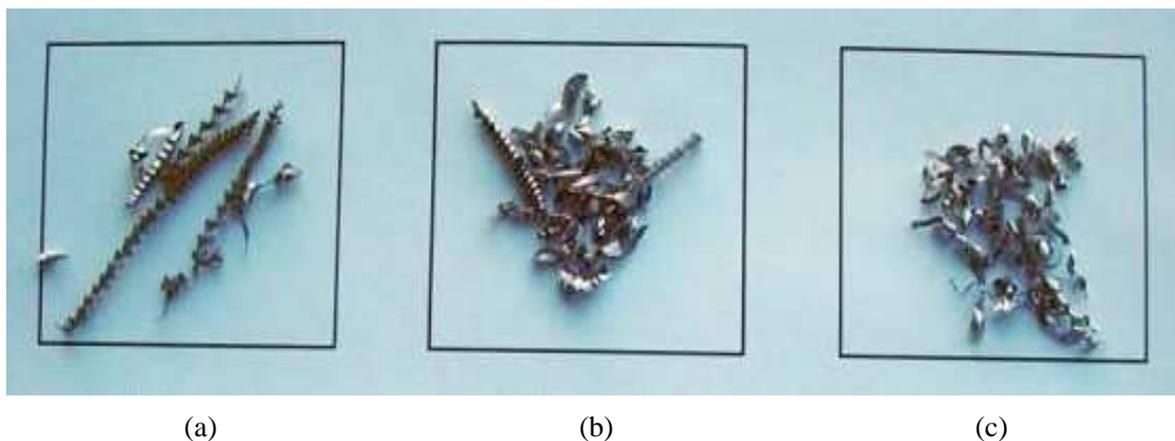


Figura 4-8 Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados com *FEMS* provenientes do início do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

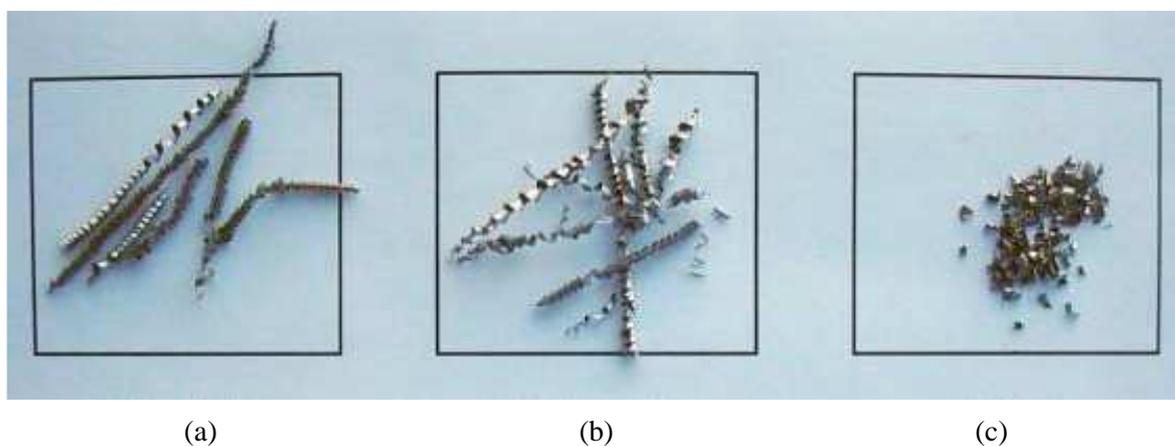


Figura 4-9 Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados com *FEMS* provenientes do final do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

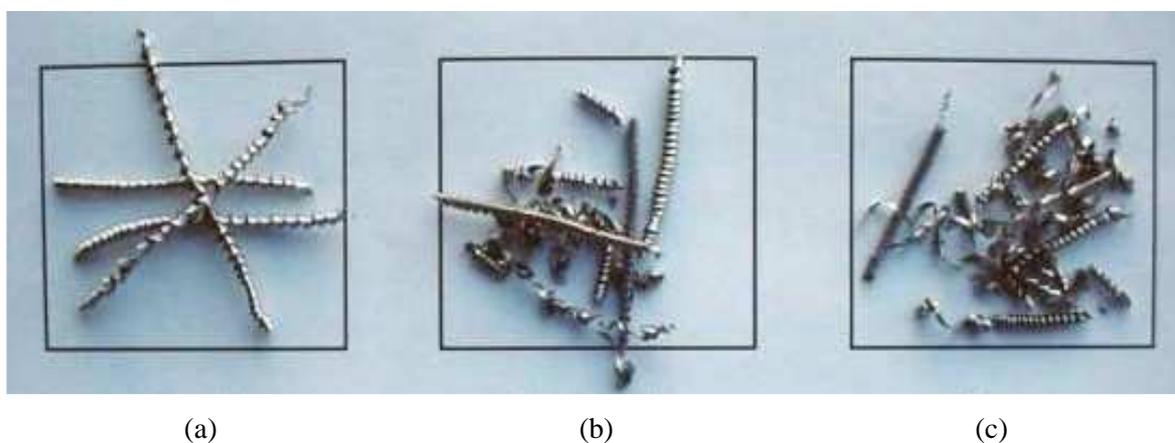


Figura 4-10 Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados sem *FEMS* provenientes do início do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

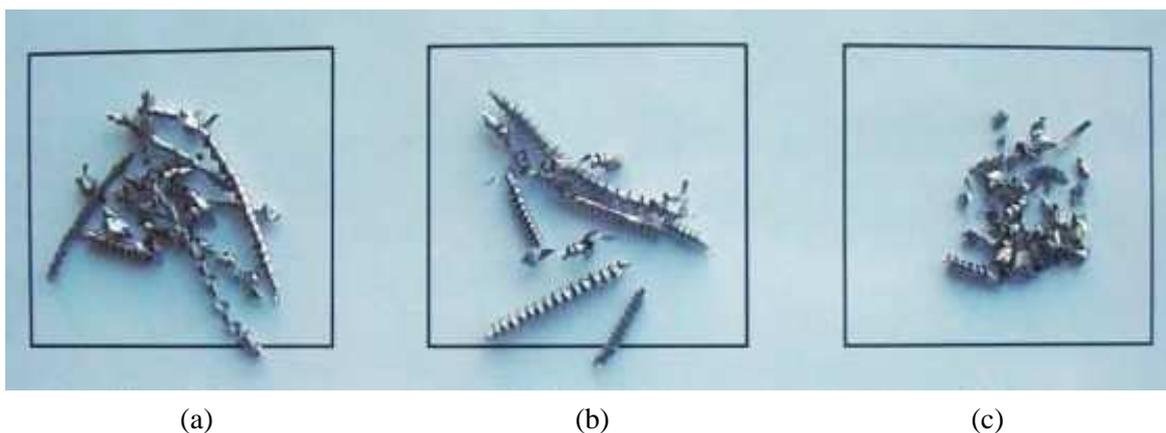


Figura 4-11 Aspecto dos cavacos extraídos de distintas regiões de tarugos elaborados sem *FEMS* provenientes do final do LC. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.



Figura 4-12 Aspecto do perfil de segregação longitudinal obtido a partir do corte de amostras de barras. / (a) Sem *FEMS*. / (b) Com *FEMS*.

- *Análises EDS, Avaliação da Distribuição e Tamanho, e Mapeamento dos Elementos Químicos Constituintes dos Sulfetos:*

A avaliação da distribuição e tamanho dos sulfetos foi realizada em dois tarugos, um elaborado com o uso de *FEMS* e o outro sem. Foram avaliadas quatro zonas distintas em cada uma das amostras provenientes dos tarugos: superfície, meio-raio, a 10 mm de distância do núcleo e núcleo. Posteriormente, foram realizados ao MEV mapeamentos dos elementos químicos constituintes dos sulfetos nas mesmas amostras utilizadas para avaliação da distribuição e tamanho destes, além de análises EDS as quais tiveram o intuito de corroborar os resultados obtidos nos mapeamentos realizados.

O resultado, de uma média de seis análises EDS, é apresentado na Tabela 4-3. As Figuras 4-13, 4-14 e 4-15 a 4-17 apresentam, respectivamente, os resultados observados ao MEV a maiores aumentos da dissolução da matriz metálica para revelação dos sulfetos presentes, os mapeamentos dos elementos químicos constituintes dos sulfetos e os resultados da avaliação da distribuição e tamanho dos sulfetos.

Tabela 4-3 Análise EDS dos sulfetos.

							<b>Média</b>
<b>S</b>	42,22	41,92	42,64	42,34	42,00	44,24	42,56
<b>Mn</b>	57,78	58,08	57,36	57,66	58,00	55,76	57,44

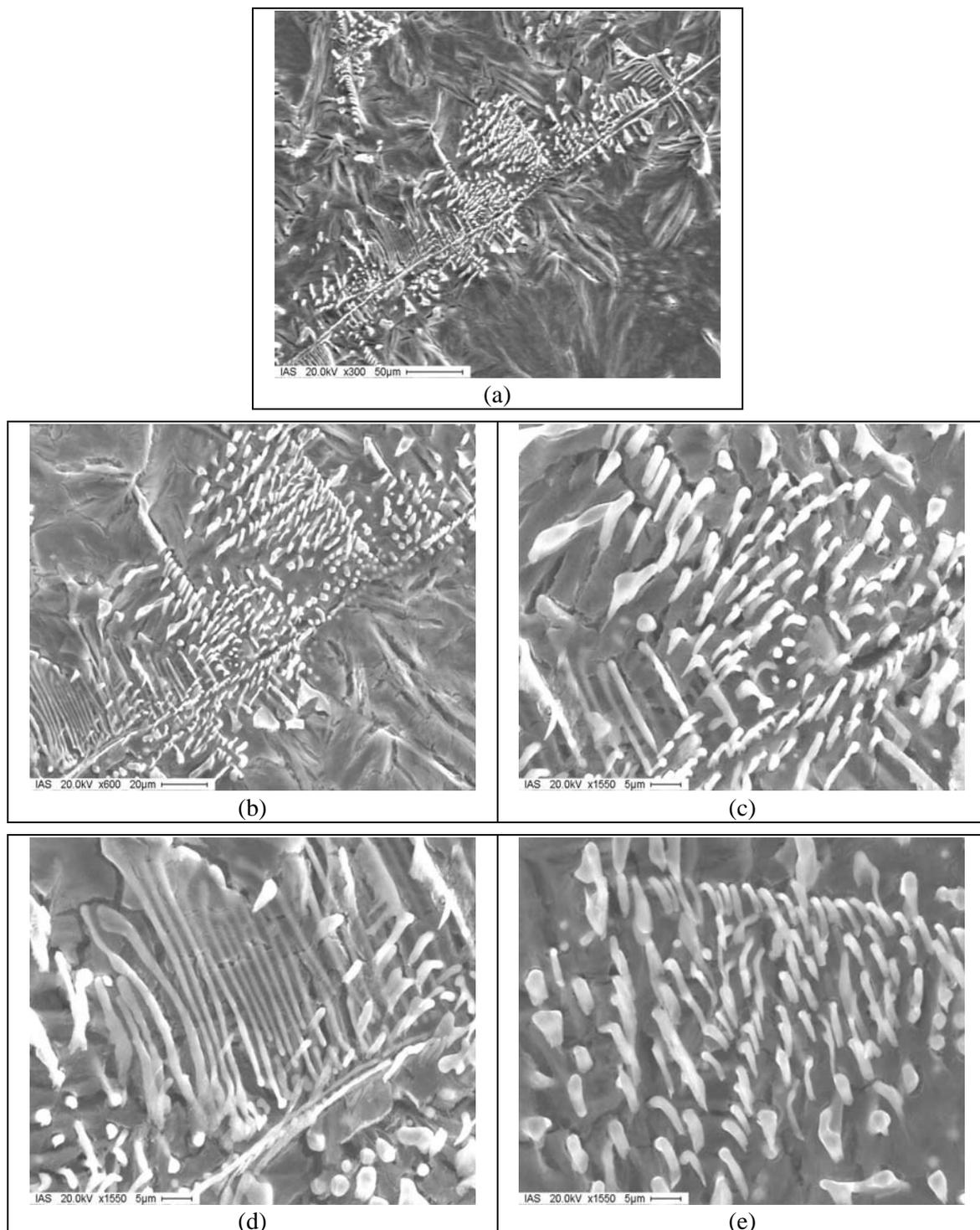


Figura 4-13 Dissolução da matriz metálica para revelação de sulfetos. / a) Imagem de sulfetos captada no MEV por elétrons secundários. / b; c; d; e) Detalhes a maiores aumentos, revelando desenvolvimento dendrítico para os sulfetos.

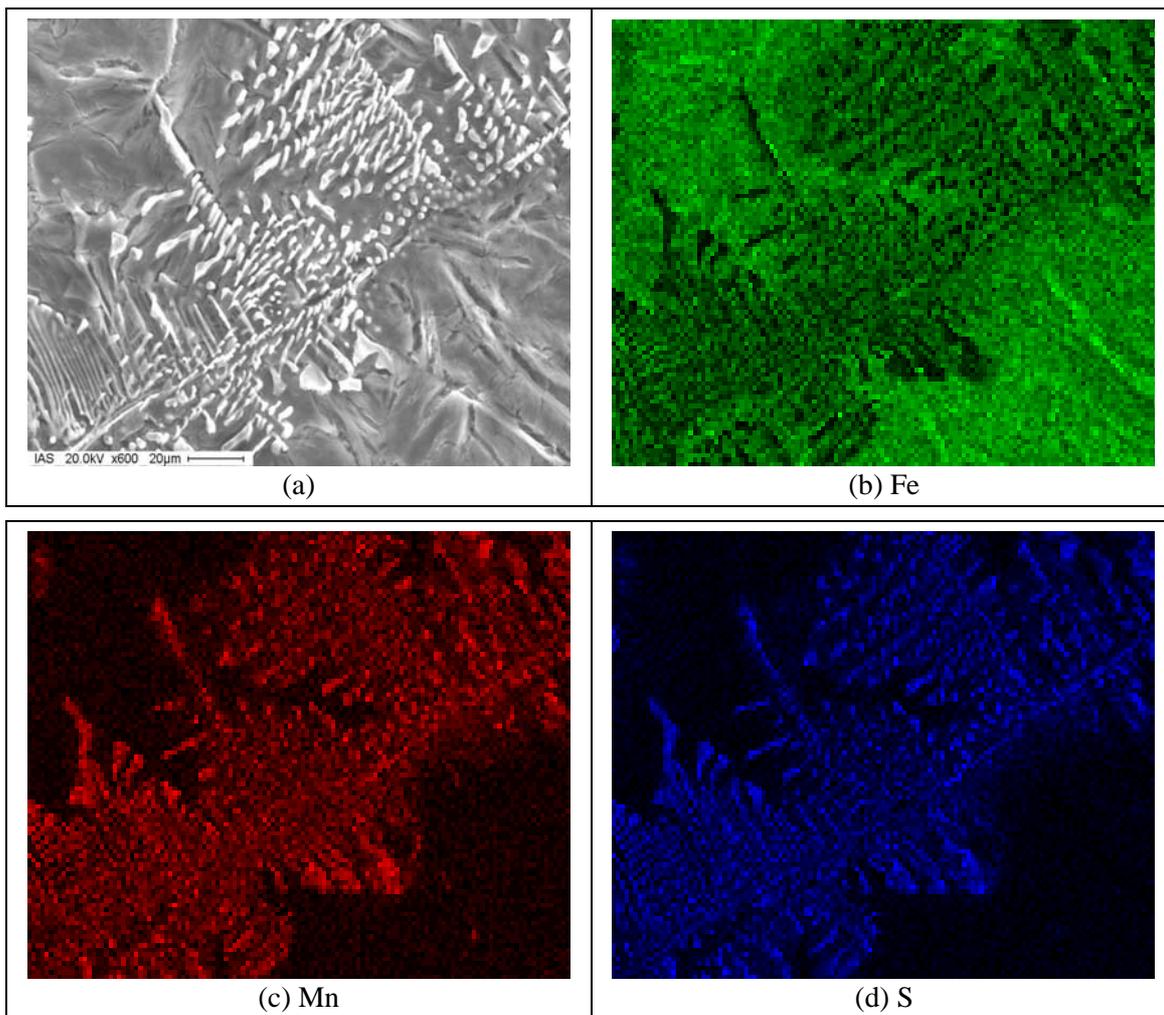


Figura 4-14 Dissolução da matriz metálica para revelação de sulfetos. / a) Imagem de sulfetos captada no MEV por elétrons secundários. / b; c; d) Mapeamento de Fe, Mn e S.

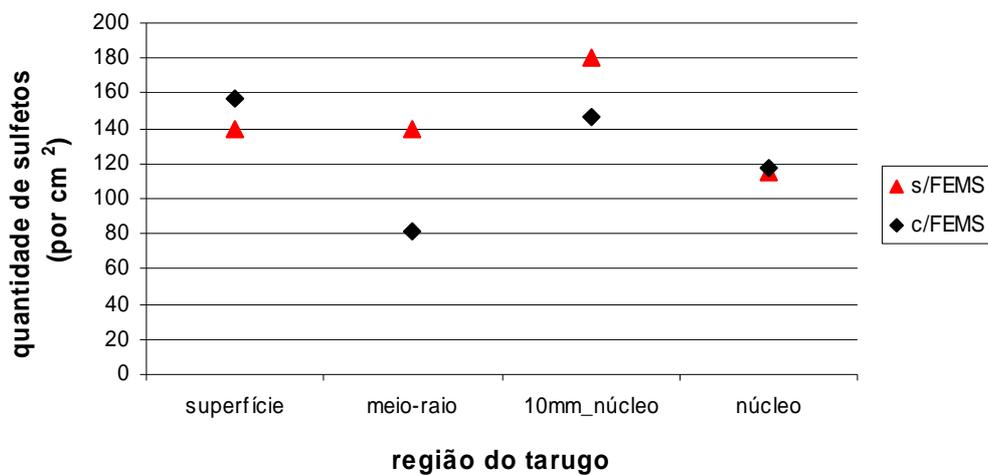


Figura 4-15 Distribuição dos sulfetos no tarugo dado pela quantidade de sulfetos por  $\text{cm}^2$  em função da região do tarugo.

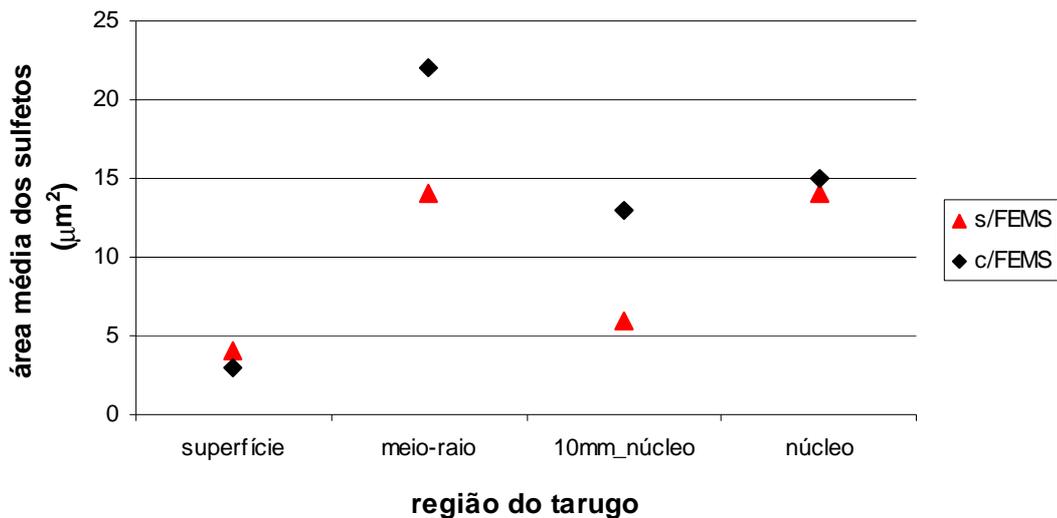


Figura 4-16 Tamanho médio dos sulfetos no tarugo dado em  $\mu\text{m}^2$  em função da região do tarugo.

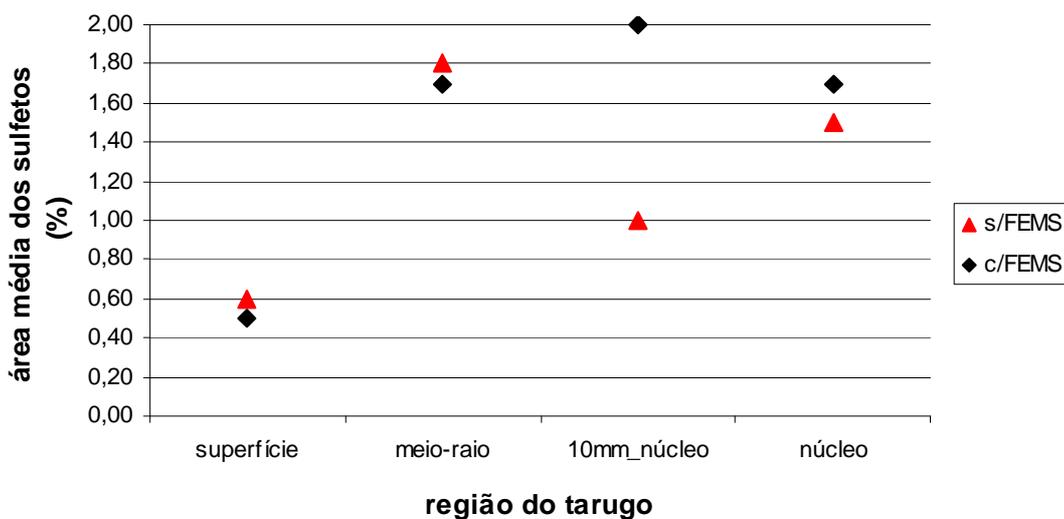


Figura 4-17 Área ocupada pelos sulfetos no tarugo dado em % em função da região do tarugo.

- *Impressões de Baumann:*

As impressões de Baumann referentes aos mesmos tarugos nos quais foram realizadas as medidas de segregação química, provenientes dos experimentos com a utilização do *FEMS*, representando as duas condições simuladas, são apresentadas nas Figuras 4-18 a 4-21.

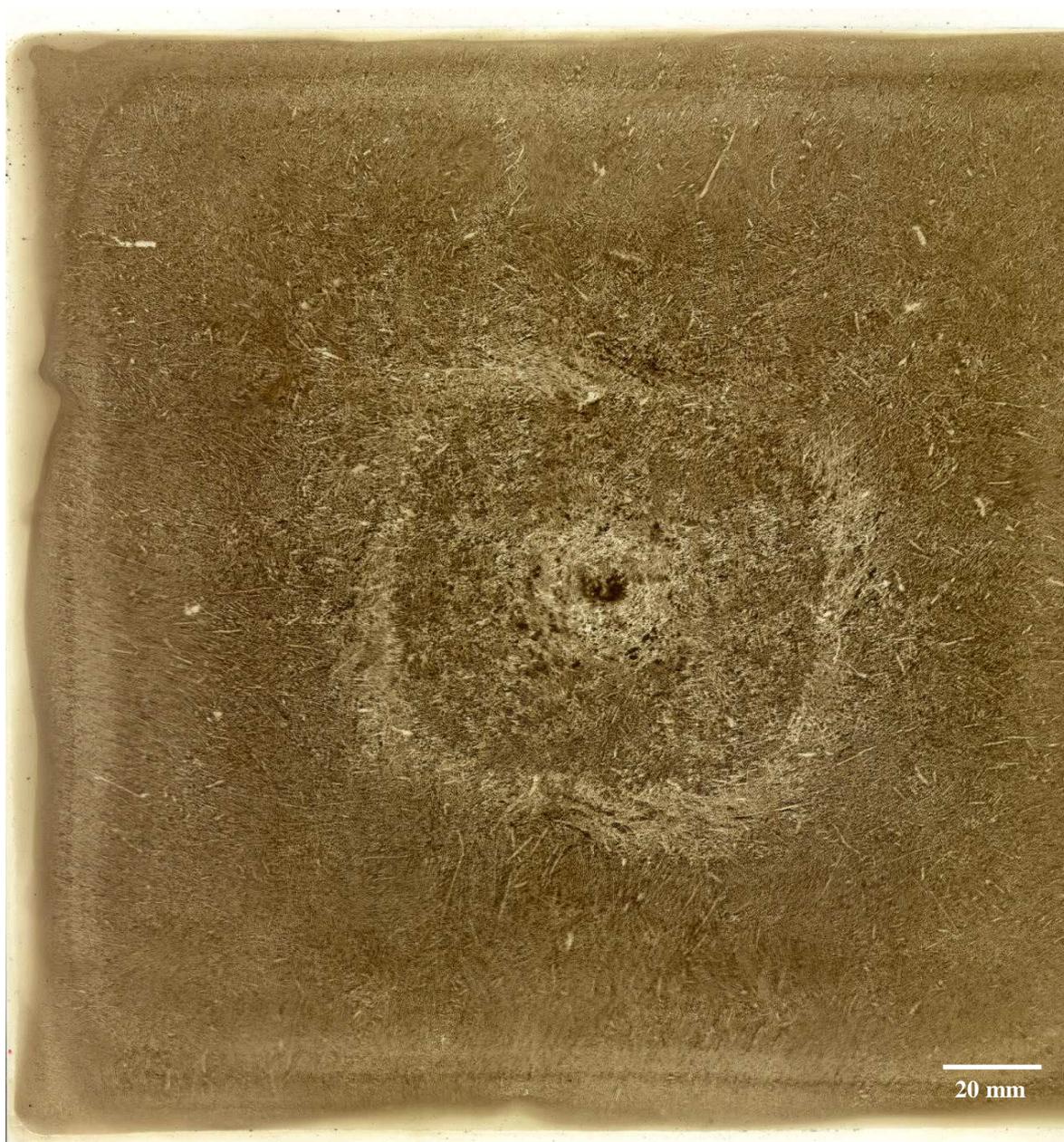


Figura 4-18 Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados com *FEMS*, de início de LC.

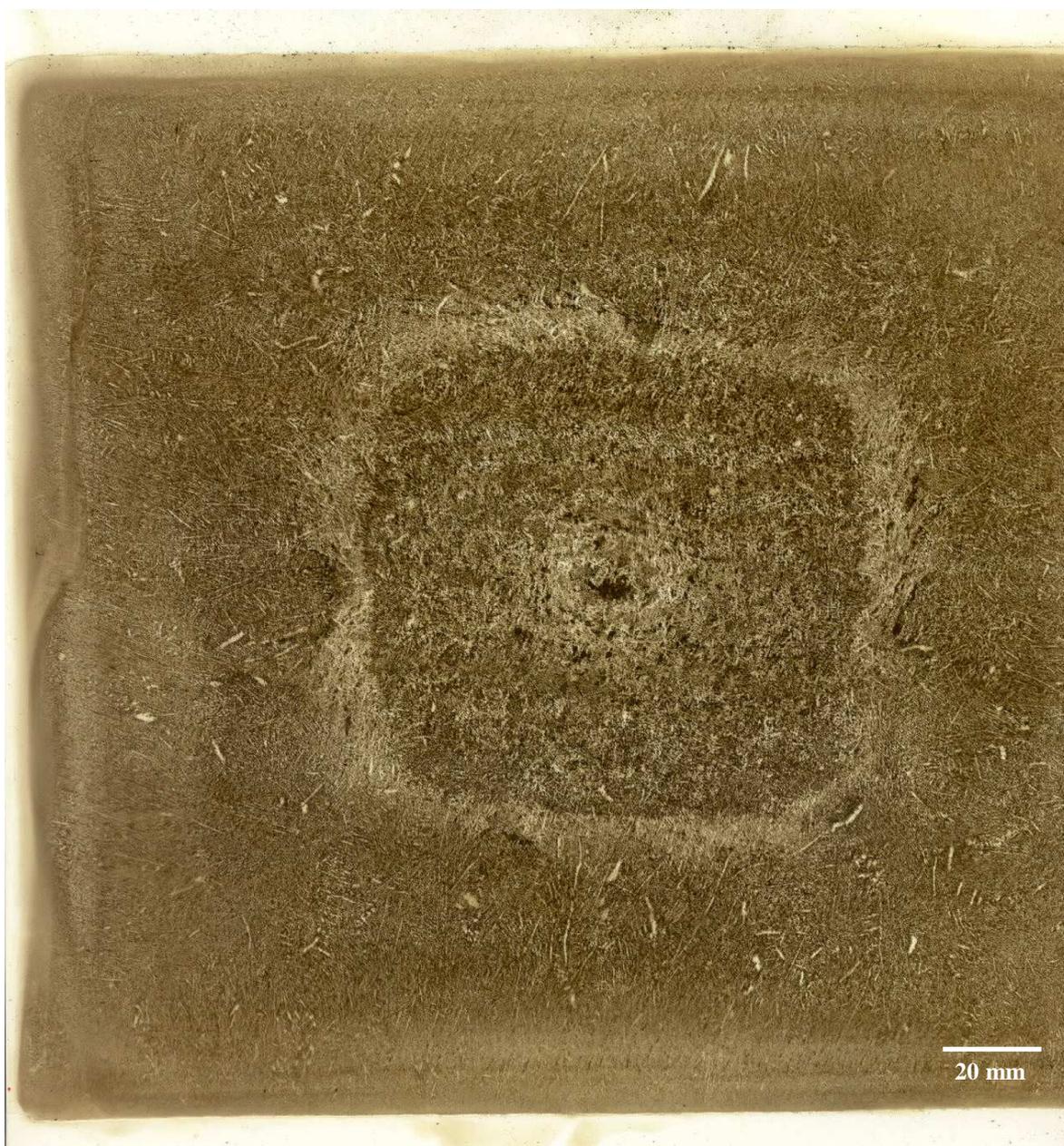


Figura 4-19 Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados com *FEMS*, de final de LC.

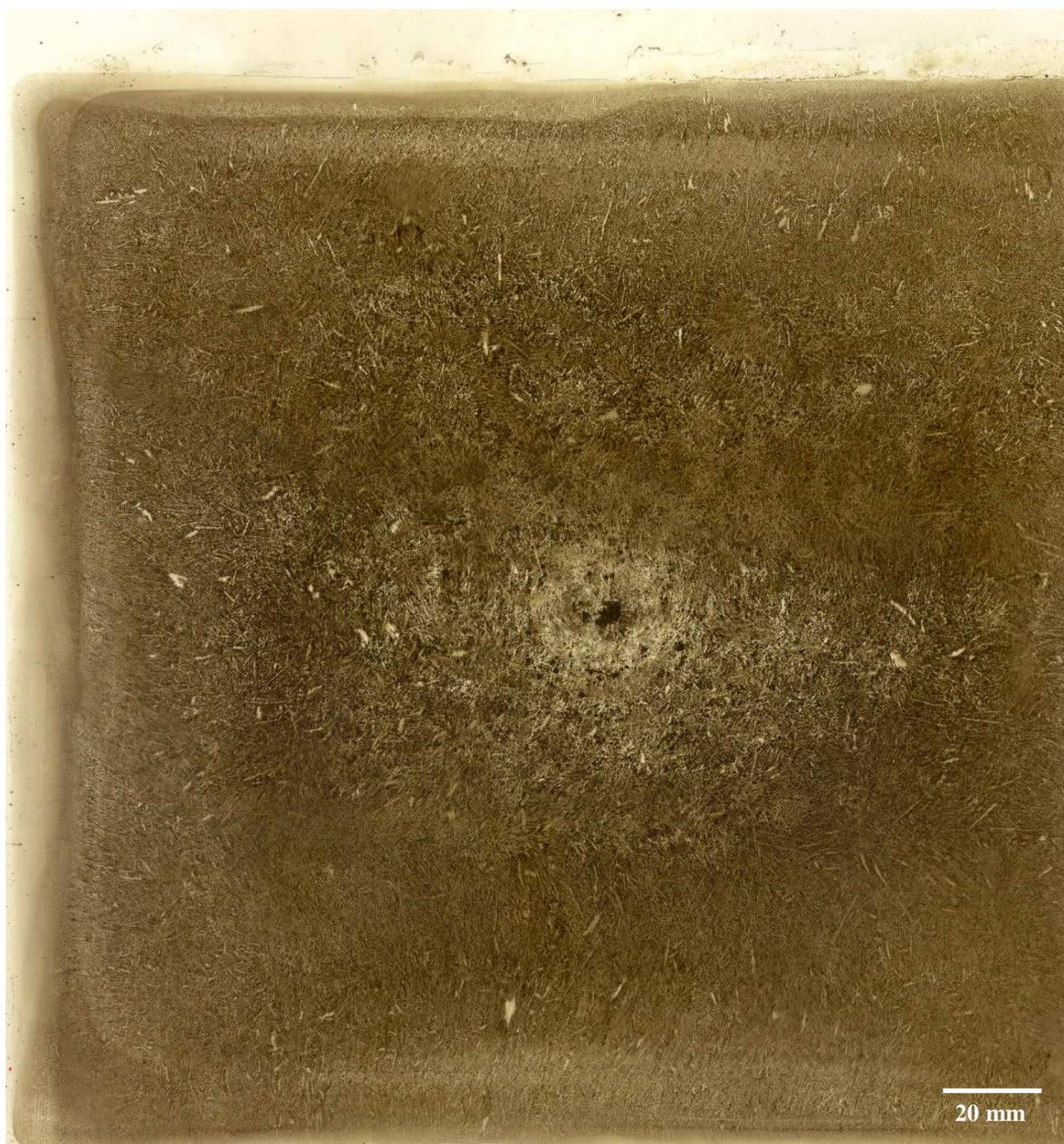


Figura 4-20 Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados sem *FEMS*, de início de LC.

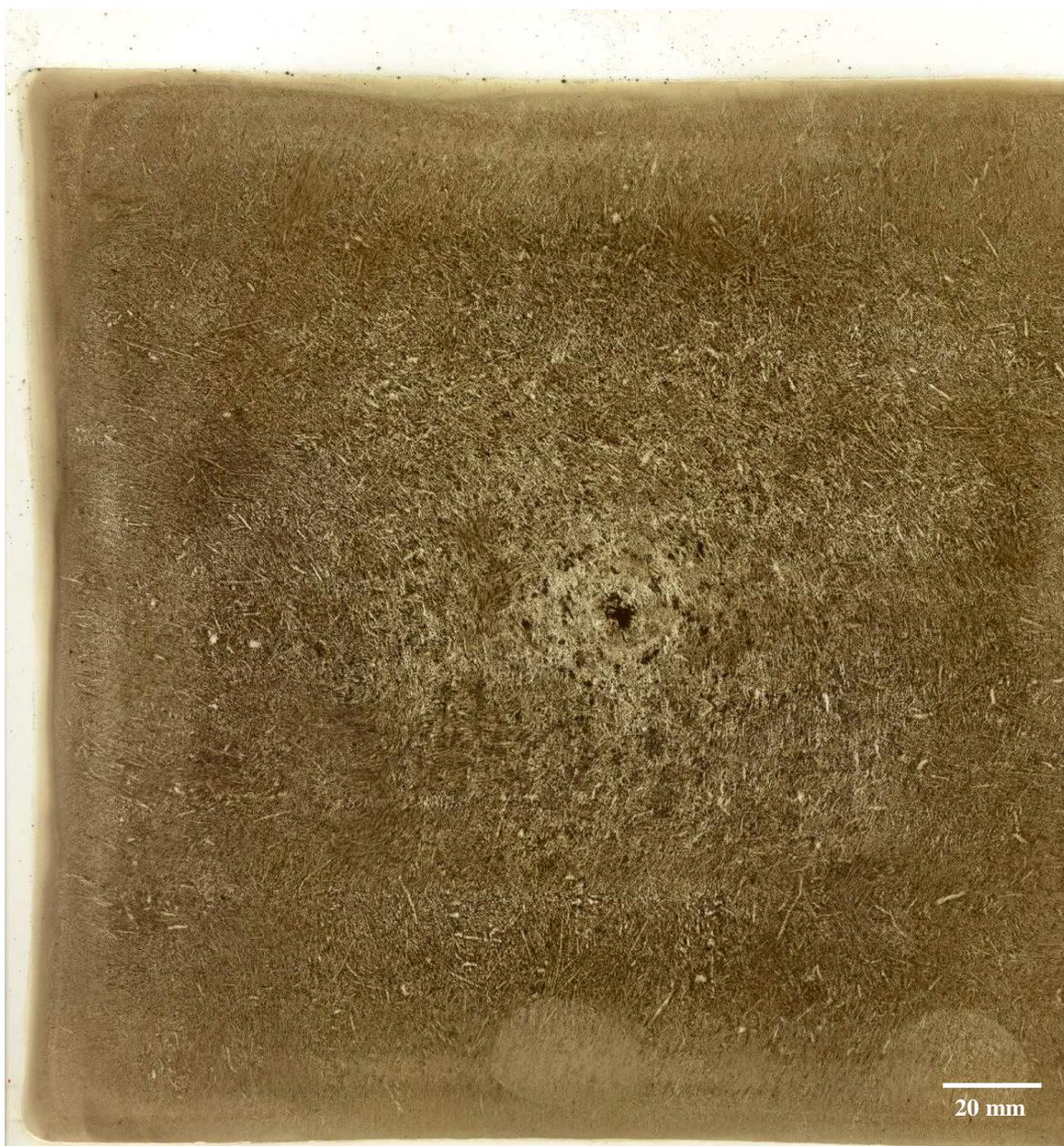


Figura 4-21 Impressão de Baumann referente aos tarugo elaborados sem *FEMS*, de final de LC.

- *Macrografias em Tarugos:*

As macrografias referentes aos mesmos tarugos nos quais foram realizadas as medidas de segregação química, provenientes dos experimentos com a utilização do *FEMS*, representando as duas condições simuladas, são apresentadas nas Figuras 4-22 a 4-25.

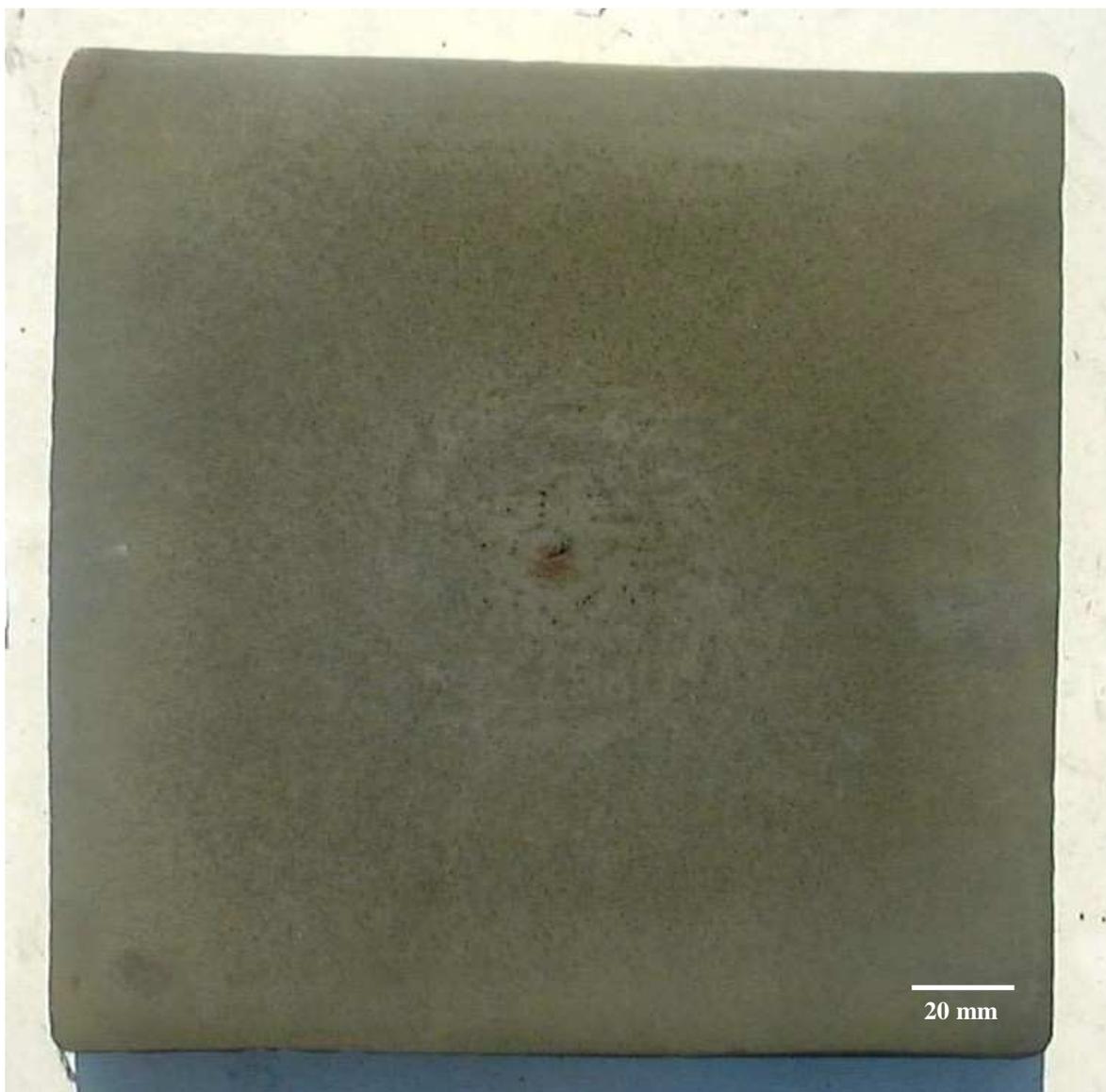


Figura 4-22 Macrografia referente aos tarugos elaborados com *FEMS*, de início de LC.

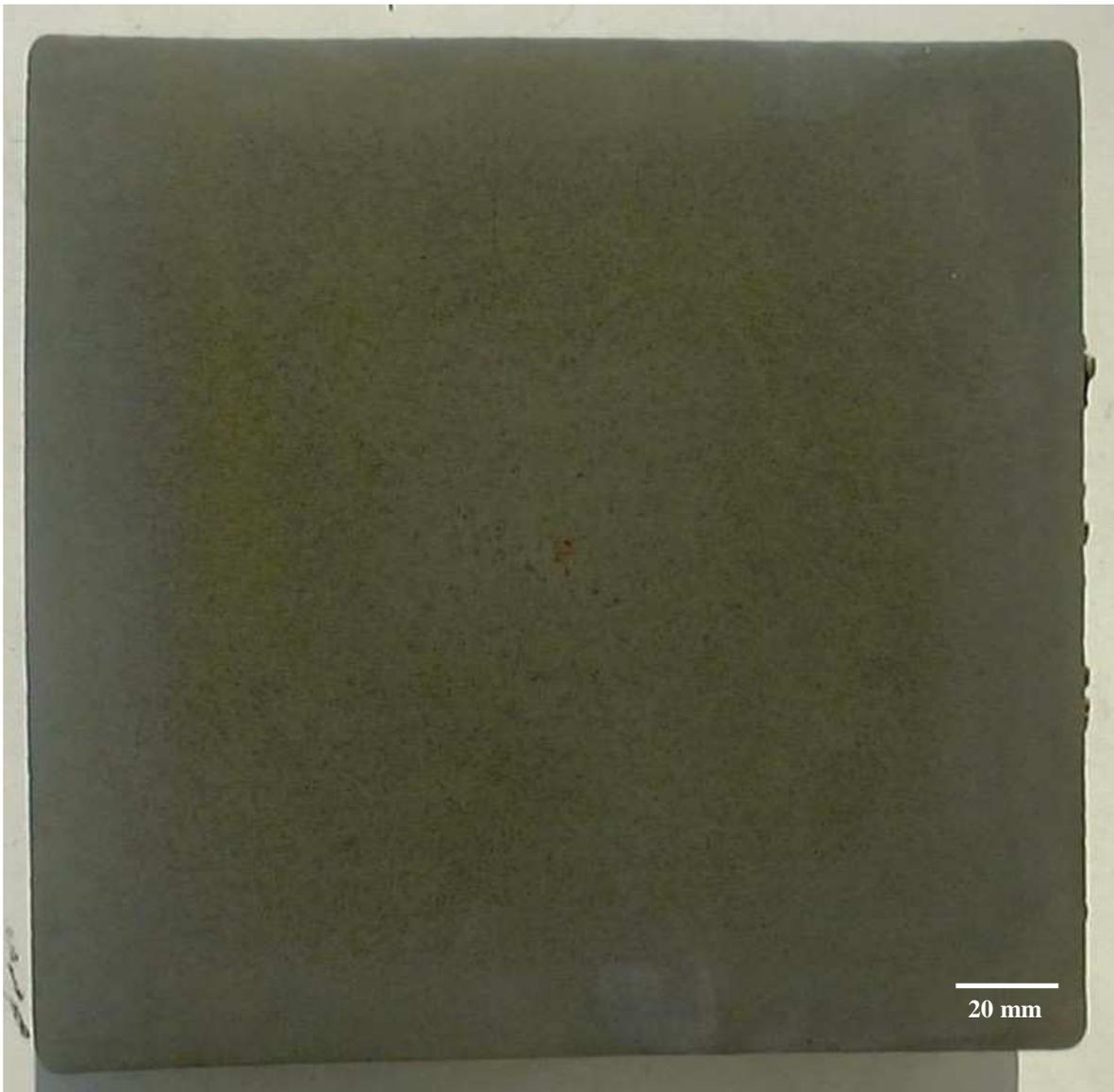


Figura 4-23 Macrografia referente aos tarugo elaborados com *FEMS*, de final de LC.



Figura 4-24 Macrografia referente aos tarugo elaborados sem *FEMS*, de início de LC.



Figura 4-25 Macrografia referente aos tarugo elaborados sem *FEMS*, de final de LC.

- *Macrografias em Barras Laminadas:*

Nas Figuras 4-26 e 4-27 são apresentadas as macrografias das barras laminadas a partir dos tarugos nos quais foram realizados os experimentos envolvendo *FEMS*.

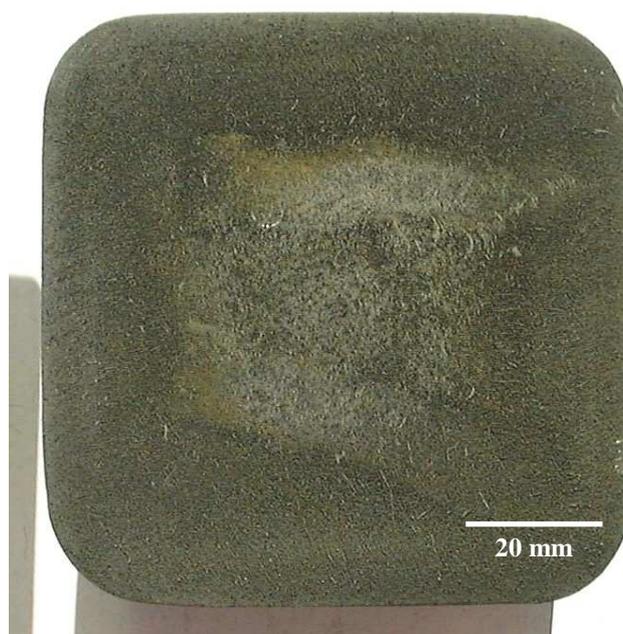


Figura 4-26 Macrografia referente às barras laminadas a partir dos tarugos lingotados com *FEMS*.

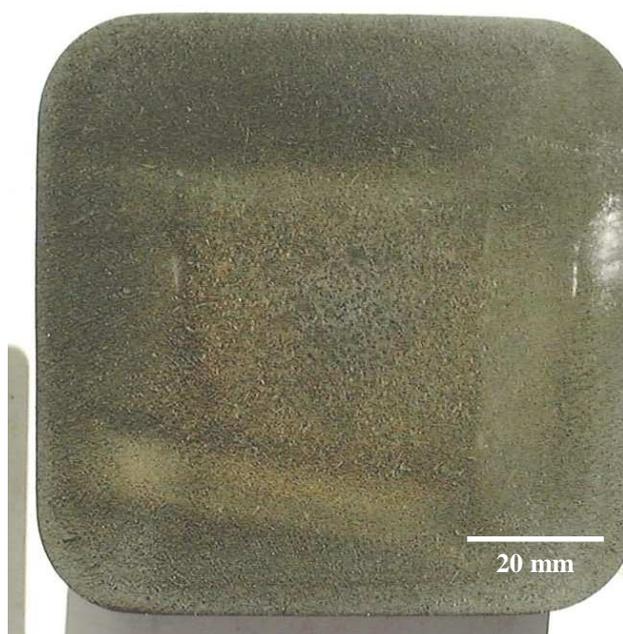


Figura 4-27 Macrografia referente às barras laminadas a partir dos tarugos lingotados sem *FEMS*.

- *Curvas de Ductilidade:*

Os ensaios realizados no simulador físico Gleeble foram conduzidos em corpos de prova previamente apresentados na Figura 3-4, retirados a partir de tarugos e barras laminadas.

As curvas de ductilidade contruídas são mostradas nas Figuras 4-28 e 4-29, para amostras obtidas de tarugos com a condição de ensaio utilizando *FEMS* nas regiões da superfície e núcleo, nas Figuras 4-30 e 4-31 para amostras obtidas de tarugos na condição de processamento normal – sem *FEMS*, nas regiões da superfície e núcleo, e nas Figuras 4-32 e 4-33 para amostras obtidas de barras laminadas na condição com e sem uso de *FEMS*, na região do meio-raio.

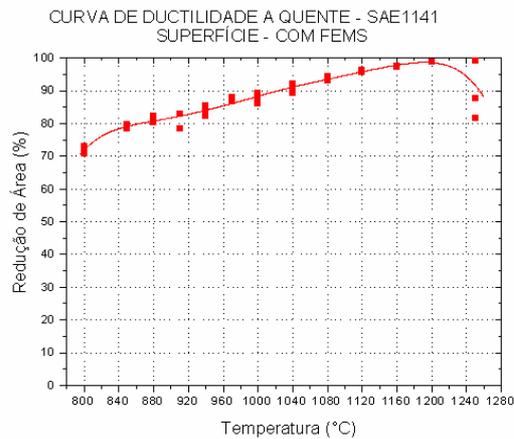


Figura 4-28 Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da superfície de tarugos produzidos com uso de *FEMS*.

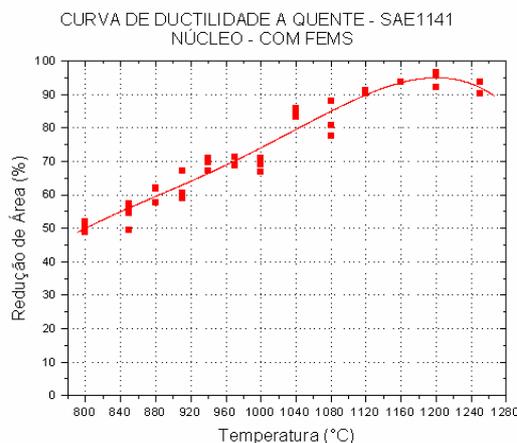


Figura 4-29 Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas do núcleo de tarugos produzidos com uso de *FEMS*.

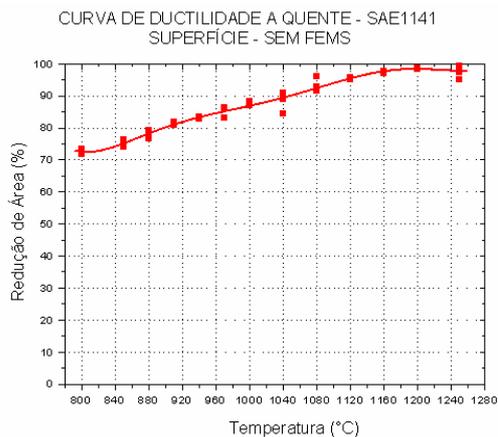


Figura 4-30 Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da superfície de tarugos produzidos sem uso de *FEMS*.

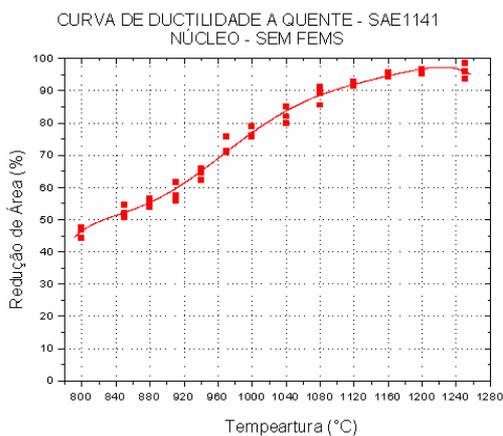


Figura 4-31 Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas do núcleo de tarugos produzidos sem uso de *FEMS*.

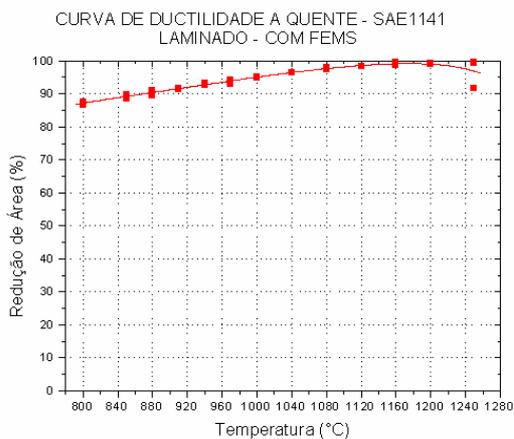


Figura 4-32 Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da região do meio-raio de barras laminadas produzidas com uso de *FEMS*.

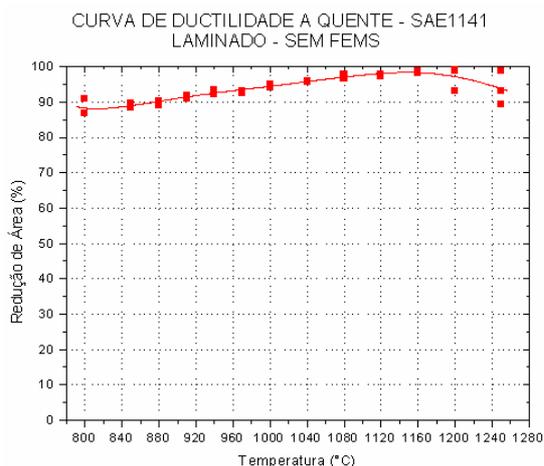


Figura 4-33 Curva de ductilidade construída a partir de amostras retiradas da região do meio-raio de barras laminadas produzidas sem uso de *FEMS*.

#### 4.4 Resultados dos Experimentos Relacionados à Redução em Área na Laminação

Abaixo, são apresentadas, nas Figuras 4-34 a 4-37, as macrografias referentes às avaliações efetuadas nas amostras obtidas após cada passe de laminação conferido ao material, desde o primeiro passe de conformação até a sua forma final, relativas aos experimentos na laminação envolvendo redução em área. Após, são apresentadas, nas Figuras 4-38 a 4-41, as microestruturas das amostras referentes aos mesmos experimentos.

- *Macrografias:*

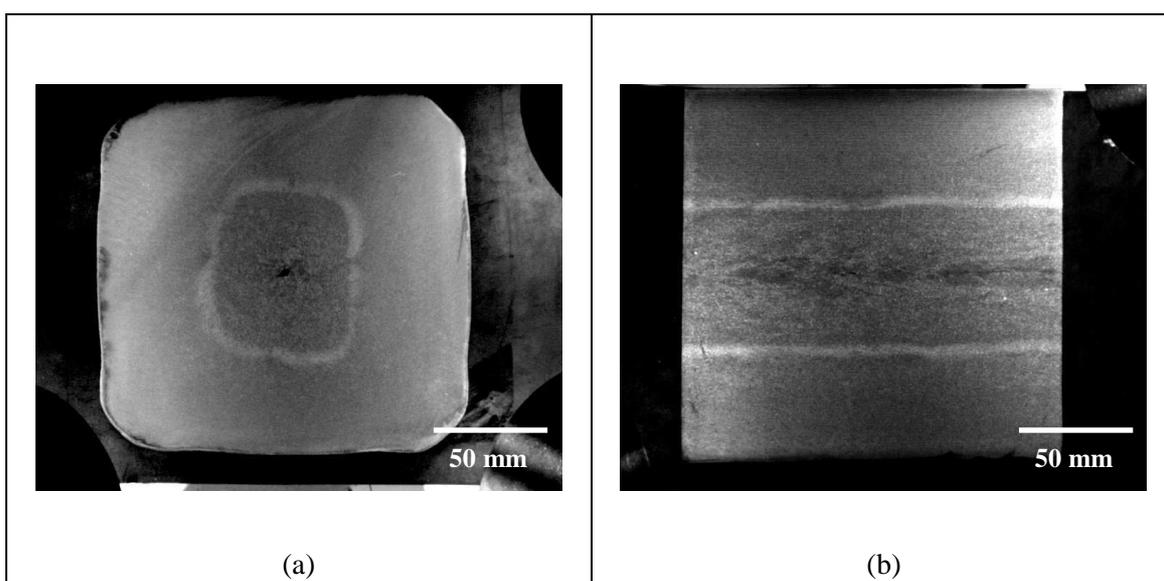


Figura 4-34 Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o primeiro passe de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.

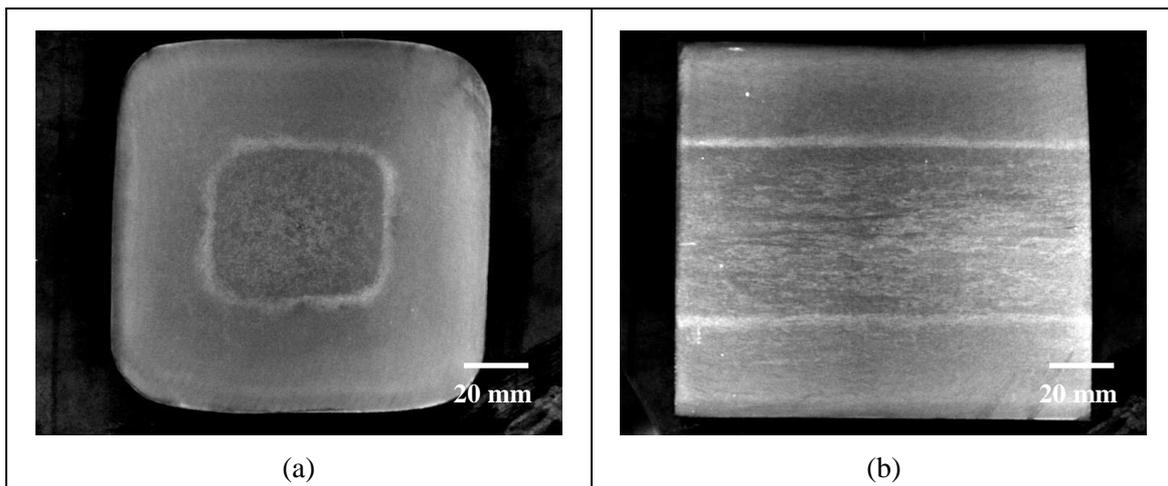


Figura 4-35 Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o segundo passe de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.

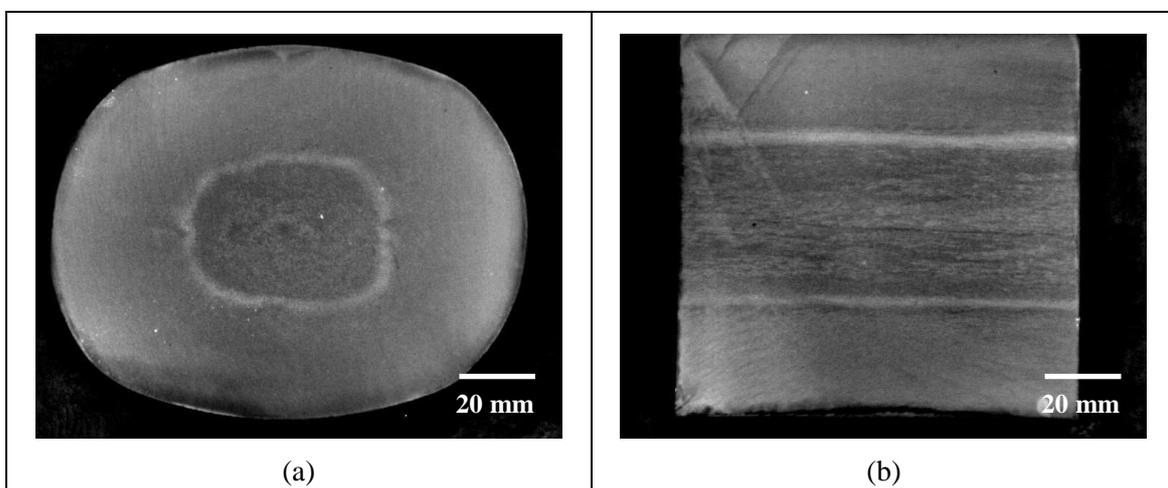


Figura 4-36 Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o terceiro passe de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.

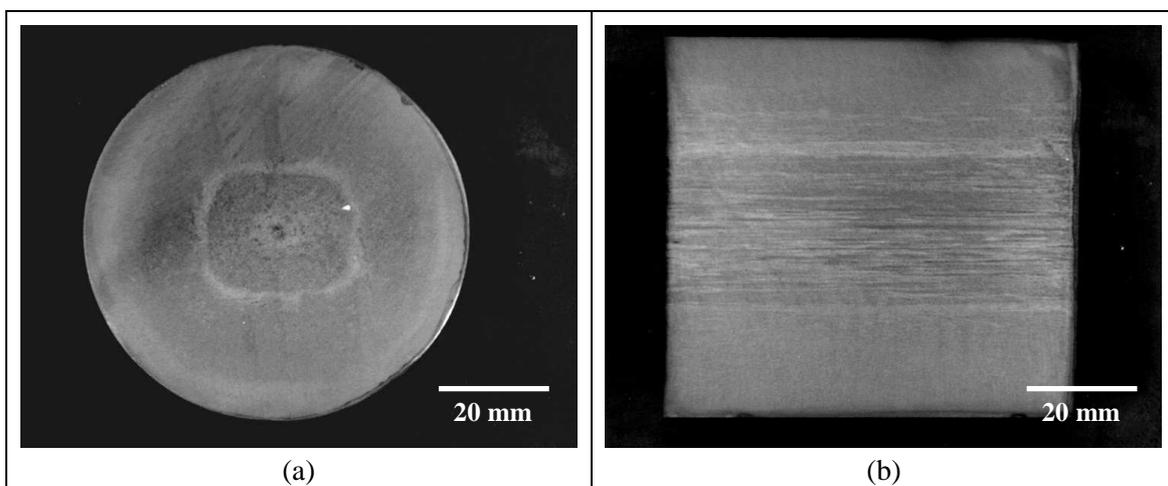


Figura 4-37 Macrografia referente a amostras de barra laminada obtida após o passe final de conformação. / a) Transversal. / b) Longitudinal.

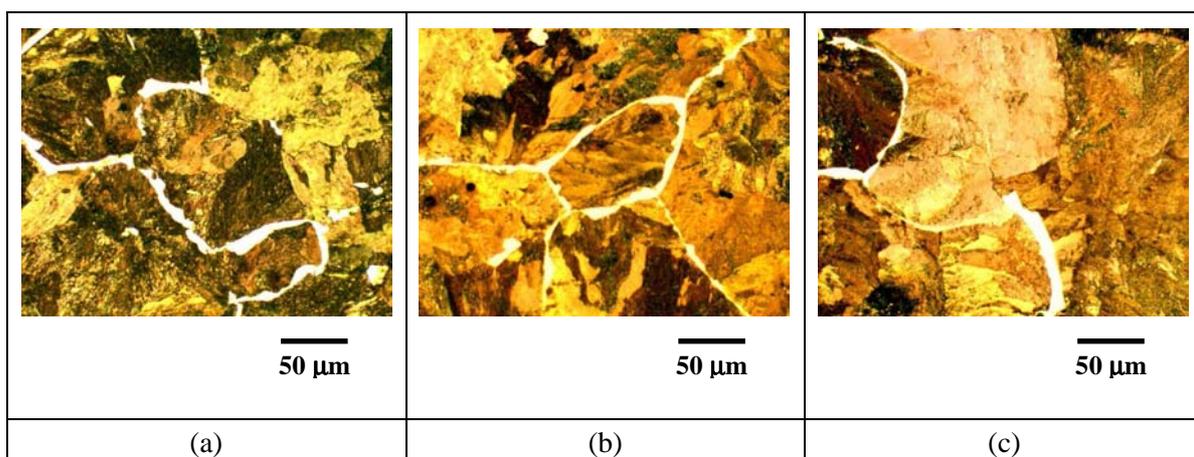
- *Microestruturas:*

Figura 4-38 Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o primeiro passe de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

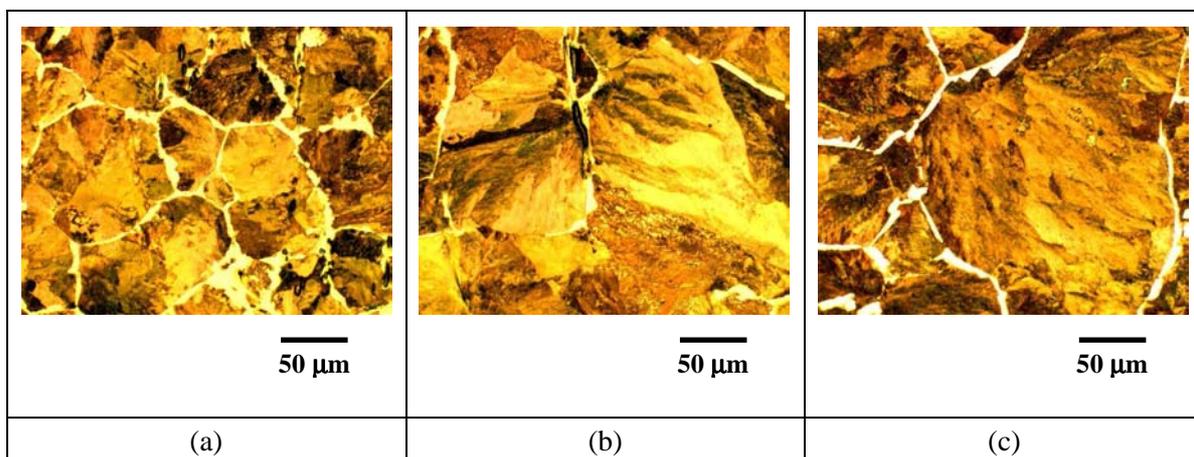


Figura 4-39 Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o segundo passe de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

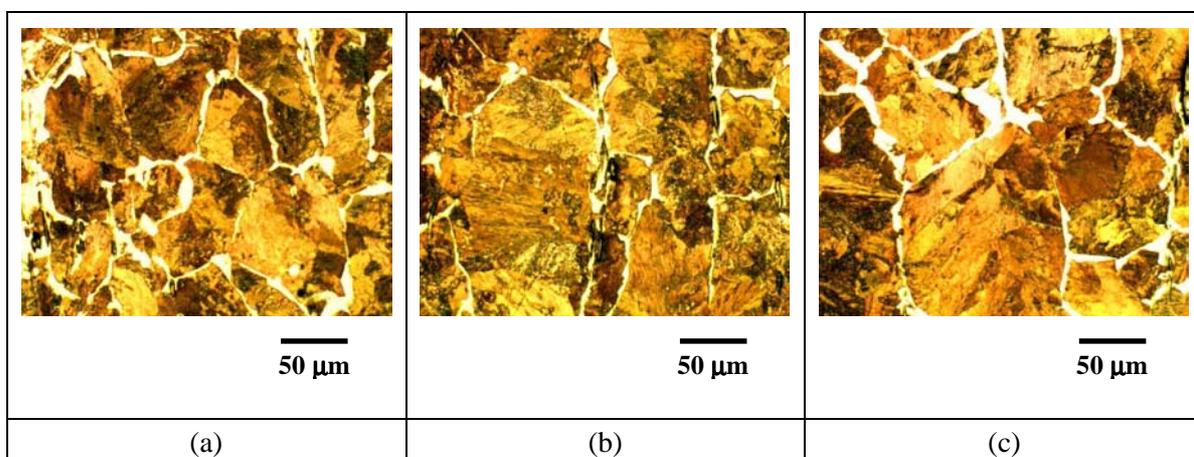


Figura 4-40 Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o terceiro passe de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

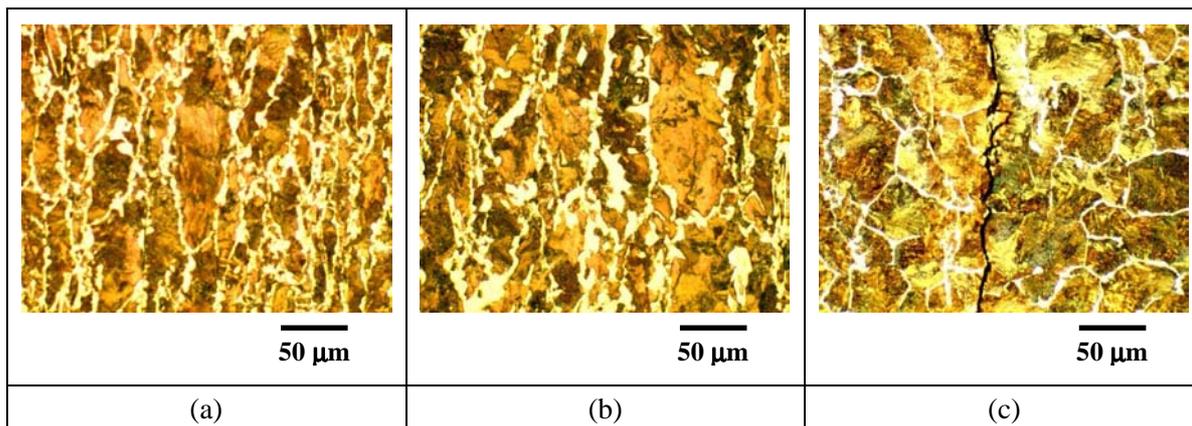


Figura 4-41 Microestrutura referente a amostra de barra obtida após o passe final de laminação. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

#### 4.4.1 Avaliação da Trinca Obtida após o Último Passe de Laminação e Mapeamento dos Elementos de Liga na Região da Trinca

Como resultado da avaliação de uma trinca encontrada nas amostras retiradas das barras laminadas submetidas ao último passe de laminação são apresentados, nas Figuras 4-42 e 4-43, detalhes ao MEV e a respectiva microestrutura da região da trinca. Na Figura 4-44, são apresentados detalhes da propagação da trinca. Observada a maiores aumentos ao MEV, pode-se notar, além do aspecto microestrutural da amostra, a presença de sulfetos possivelmente associados à trinca.

Adicionalmente, são apresentados nas Figuras 4-45 e 4-46, os resultados dos mapeamentos de elementos químicos ou de liga realizados na região da trinca.

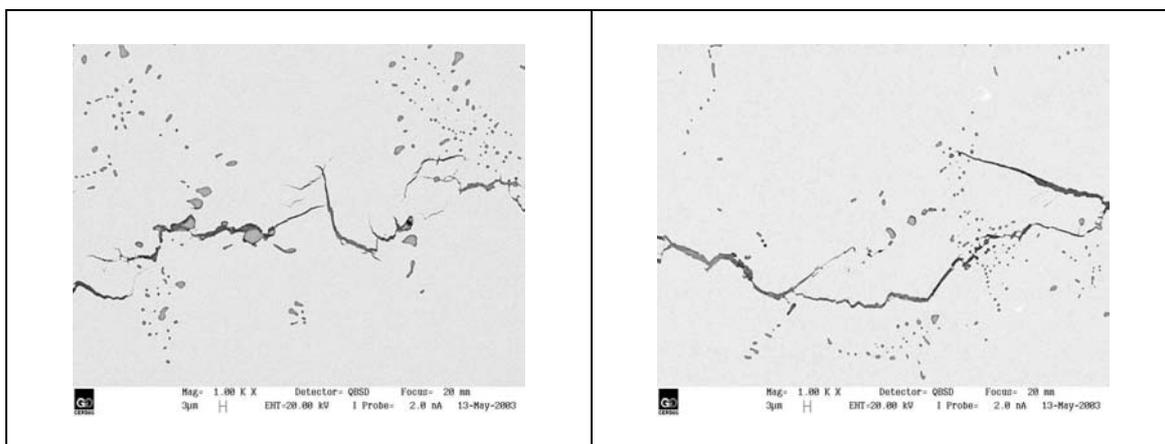


Figura 4-42 Micrografias representativas da região do núcleo de amostras de barras laminadas da *corrida B* obtidas após o passe final de conformação. Pode-se observar, ao MEV por elétrons retroespalhados, trincas possivelmente associadas a grande quantidade de sulfetos presentes.

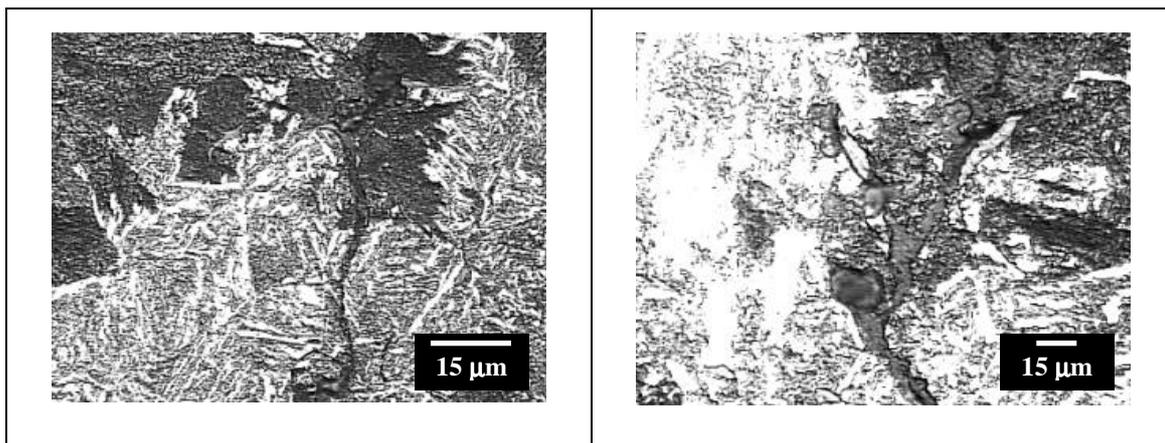


Figura 4-43 Microestruturas observadas ao MEV, representativas da região do defeito das amostras de barras laminadas da *corrida B* obtidas ao MEV após o passe final de conformação.

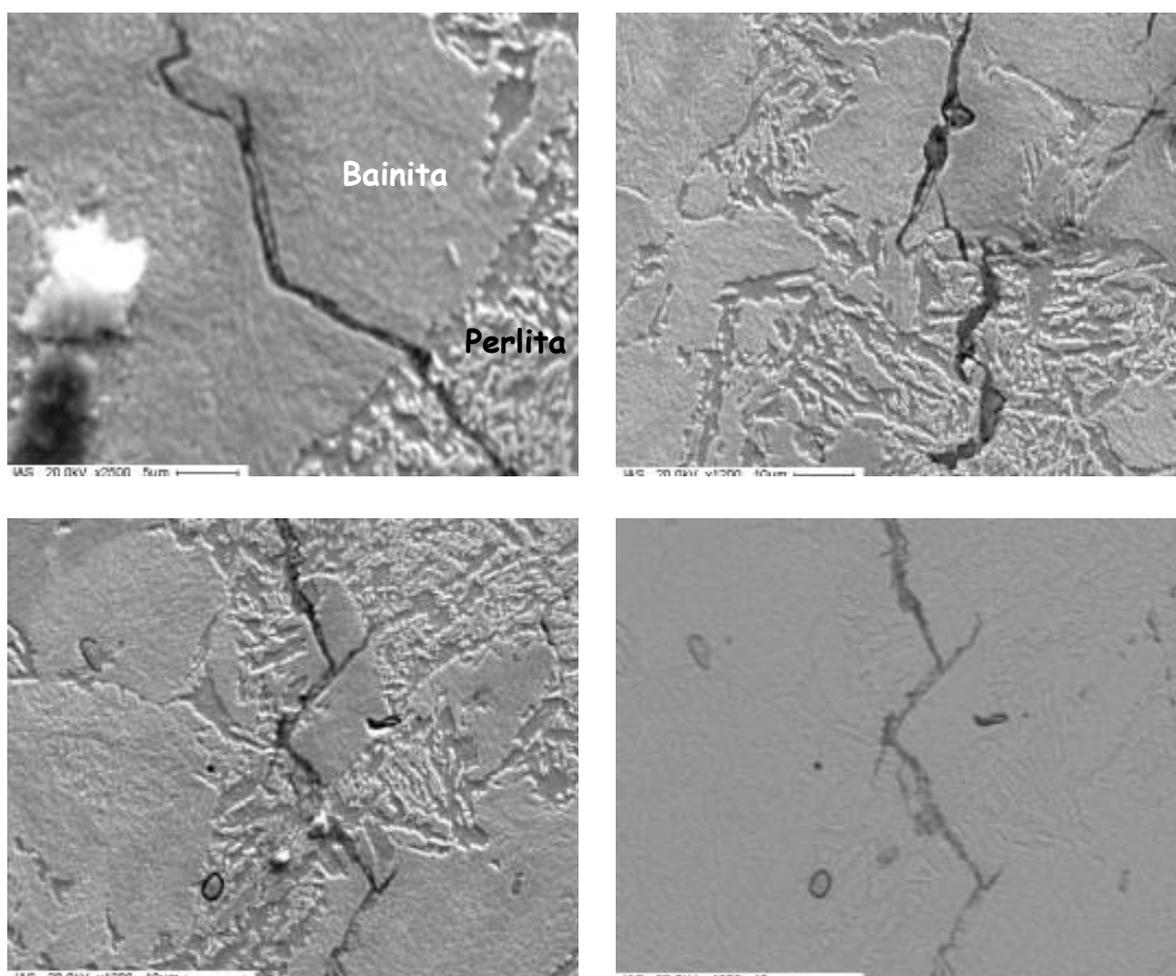


Figura 4-44 Detalhes da propagação de uma trinca ao MEV em amostras obtidas a partir da *corrida B*.

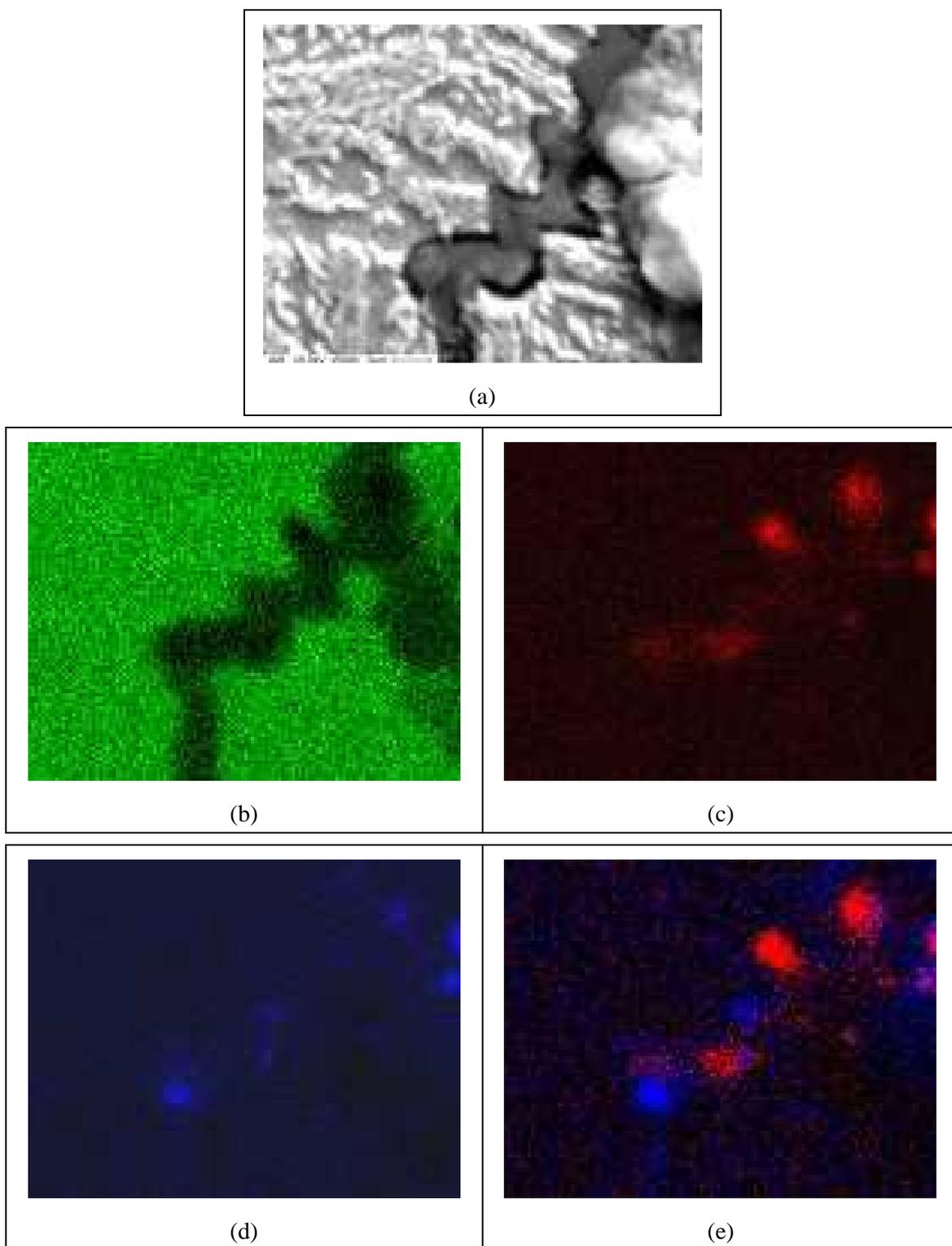


Figura 4-45 a) MnS associados à trinca em uma barra laminada da *corrida B*, capturados ao MEV por elétrons retroespalhados. / b; c; d; e) Mapeamento dos elementos Fe, Mn, S e MnS respectivamente.

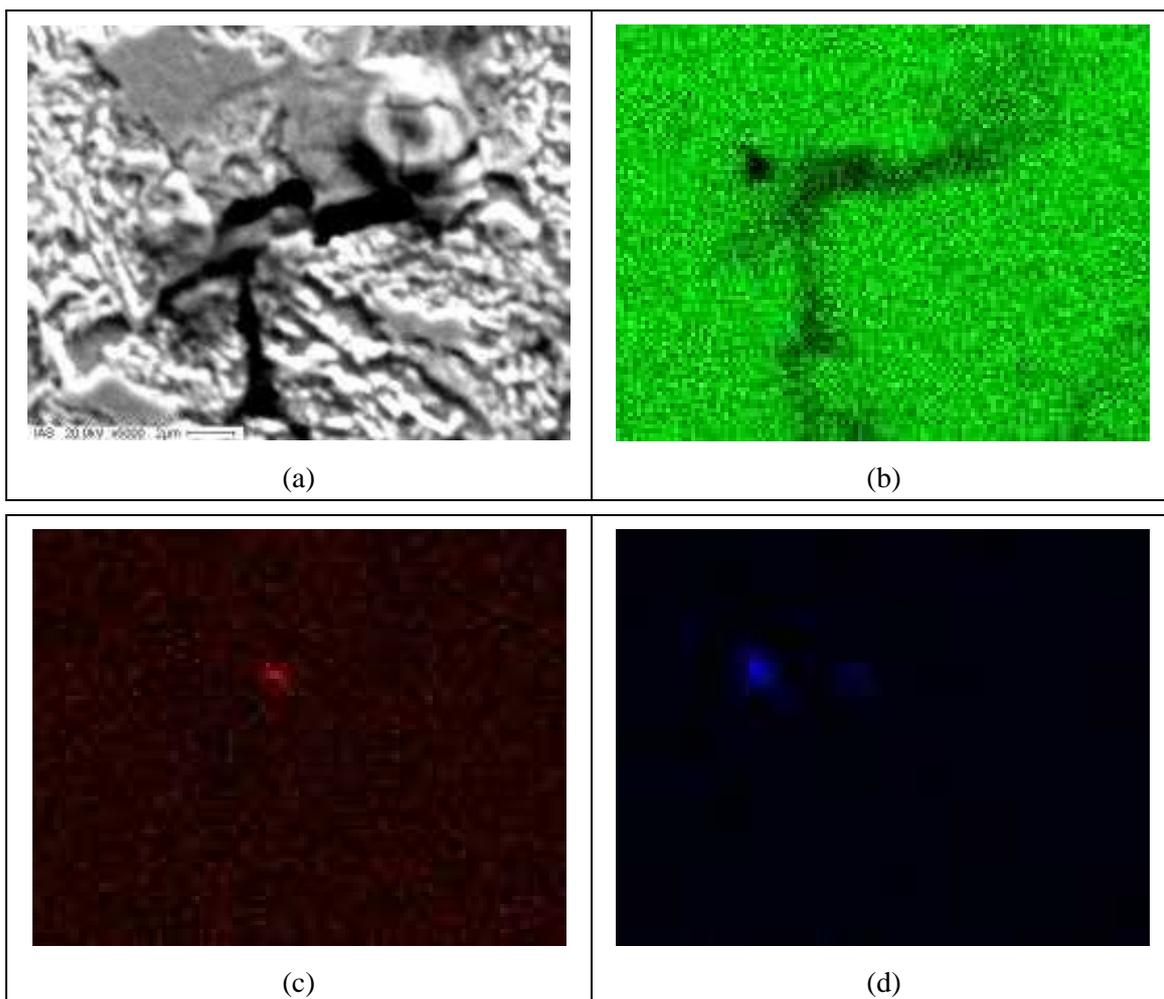


Figura 4-46 a) Detalhe da propagação de uma trinca através da perlita com presença de MnS em uma barra laminada da *corrida B*. / b; c; d) Mapeamento dos elementos Fe, Mn e S respectivamente.

#### 4.5 Resultados dos Experimentos Relacionados ao Abafamento

A seguir, são apresentados os resultados das microestruturas obtidas nas barras abafadas e não, procedentes dos experimentos envolvendo variação nas taxas de resfriamento através da inserção da operação de abafamento. Posteriormente, são mostrados os resultados de microdureza e tamanho de grão austenítico comparativamente entre as amostras abafadas e não. Os resultados de microdureza correspondem à média de três medições.

Os resultados das microestruturas são apresentados nas Figuras 4-47 a 4-54, do comparativo entre as microestruturas caracterizando amostras abafadas e não nas Figuras 4-55 e 4-56, da microdureza na Tabela 4-4 e do tamanho de grão austenítico nas Figuras 4-57 e 4-58.

Adicionalmente, nas Figuras 4-59 a 4-65, são demonstrados os resultados obtidos com a revelação do hidrogênio em amostras não-abafadas.

Uma amostra atacada correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada é analisada e os resultados obtidos são apresentados nas Figuras 4-59 a 4-62. Na Figura 4-59, mostra-se a microestrutura atacada, e na 4-60 detalhes a maior aumento de uma região adjacente à região na qual foi realizada a primeira avaliação apresentada. A Figura 4-61 possibilita a visualização de hidrogênio presente em contornos de grão mediante precipitação de Ag. Além disso, com o objetivo de corroborar a associação da Ag precipitada/hidrogênio a sulfetos de Fe e Mn, apresenta-se na Figura 4-62, o mapeamento dos elementos referidos, além do superposicionamento de elementos complementares ao tema, tais como S e Mn; S, Ag e Mn; e S, Ag e Fe.

Uma amostra representativa das regiões do meio-raio e superfície atacada de uma barra laminada não-abafada é analisada e os resultados são apresentados nas Figuras 4-63 a 4-65. Nas Figuras 4-63 e 4-64, demonstram-se as microestruturas atacadas relativas à região do meio-raio. Também com o objetivo de se corroborar a associação da Ag precipitada/hidrogênio a sulfetos de Fe e Mn para as amostras provenientes das regiões do meio-raio e superfície, apresenta-se, na Figura 4-65, o resultado do mapeamento efetuado, aos moldes do já apresentado, bem como o superposicionamento de elementos complementares ao tema, tal como realizado para as amostras da região do núcleo previamente analisadas.

Análises EDS complementam os resultados e suportam as conclusões.

- *Microestruturas:*

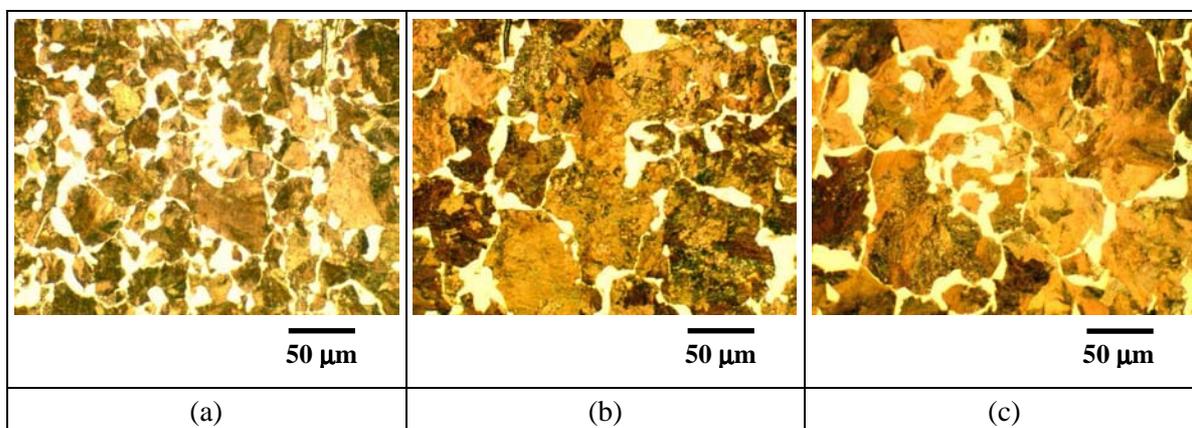


Figura 4-47 Microestruturas referentes ao *Experimento I*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

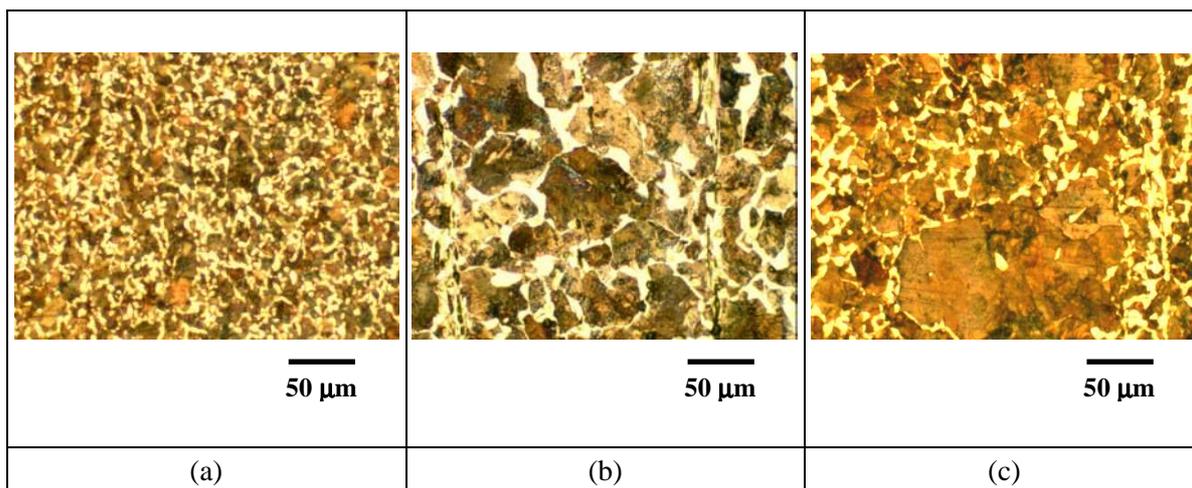


Figura 4-48 Microestruturas referentes ao *Experimento II*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

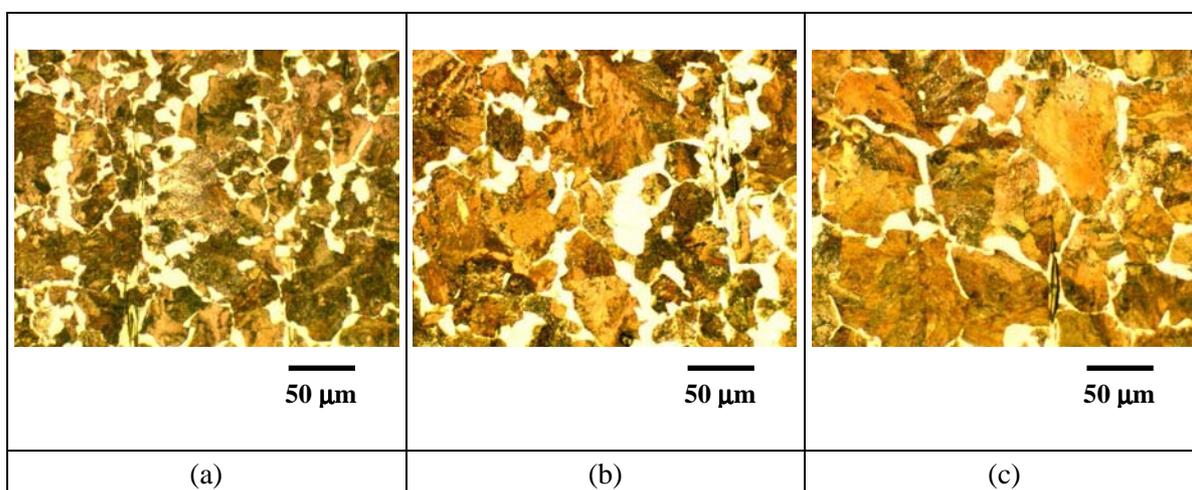


Figura 4-49 Microestruturas referentes ao *Experimento III*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

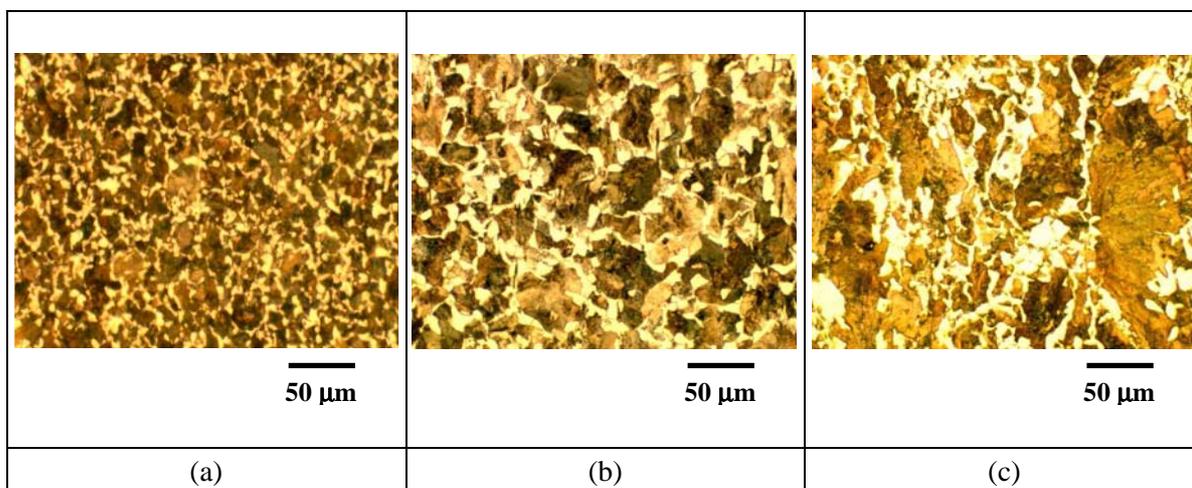


Figura 4-50 Microestruturas referentes ao *Experimento IV*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

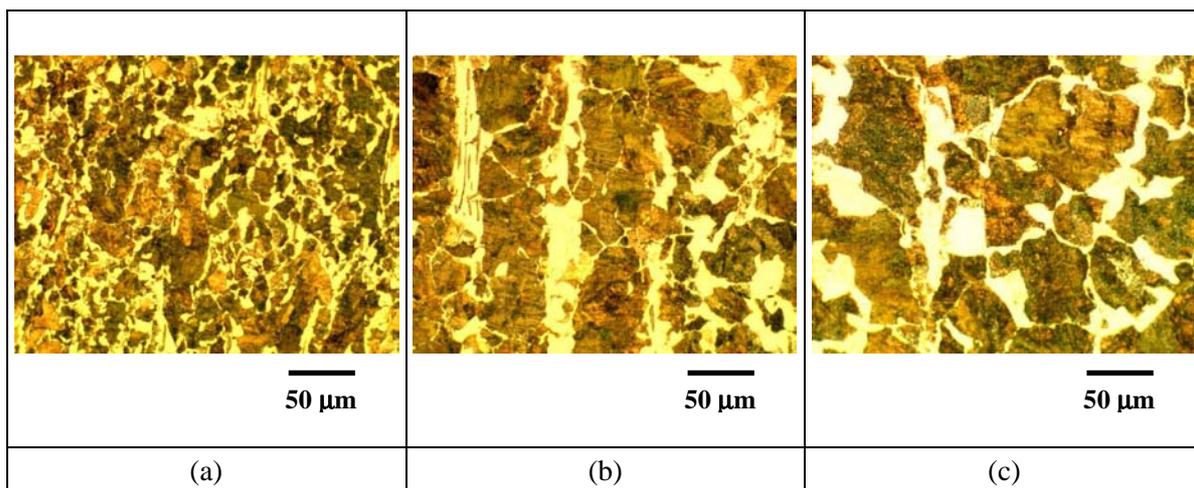


Figura 4-51 Microestruturas referentes ao *Experimento V*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

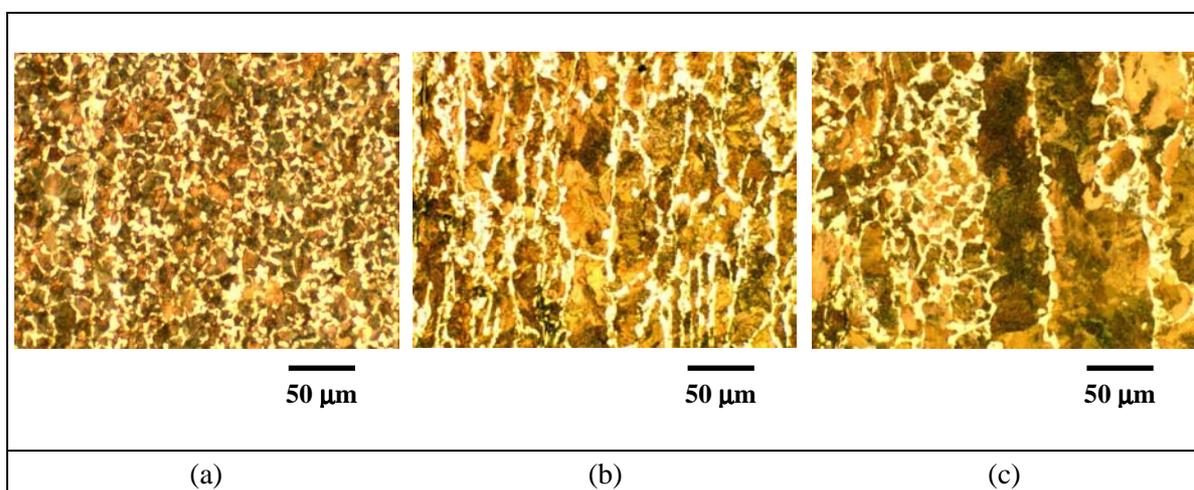


Figura 4-52 Microestruturas referentes ao *Experimento VI*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

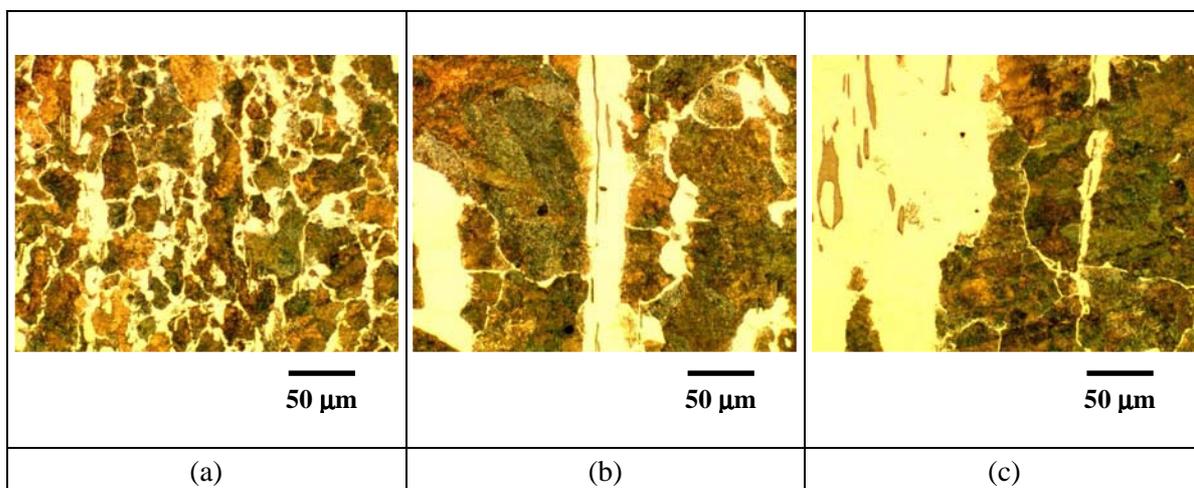


Figura 4-53 Microestruturas referentes ao *Experimento VII*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

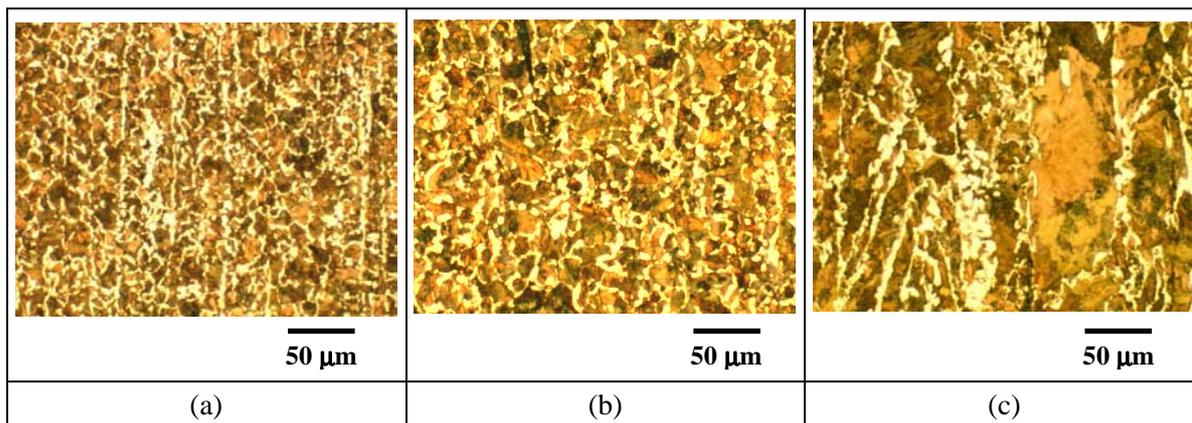


Figura 4-54 Microestruturas referentes ao *Experimento VIII*. / a) Superfície. / b) Meio-raio. / c) Núcleo.

- *Comparativo das Microestruturas Abafada e Não-abafada:*

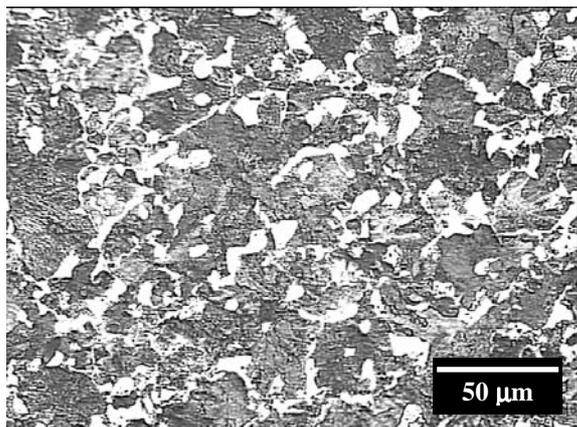


Figura 4-55 Microestrutura representativa das amostras com abafamento da região do meio-raio.

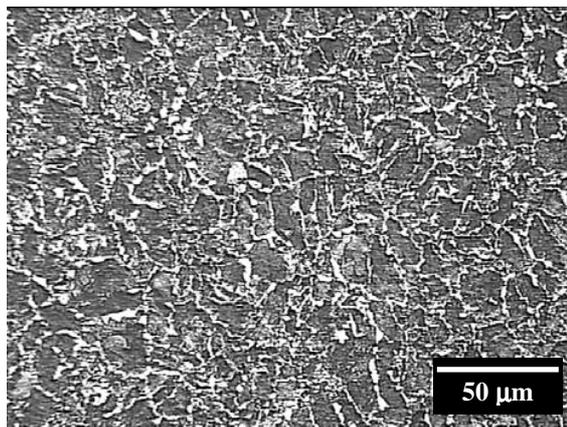


Figura 4-56 Microestrutura representativa das amostras sem abafamento da região do meio-raio.

- *Comparativo de Microdureza e Tamanho de Grão Austenítico Abafado e Não-abafado:*

Tabela 4-4 Dados de microdureza e tamanho de grão em amostras com e sem abafamento.

	Microdureza	Tamanho de Grão Austenítico
c/abafamento	218 HV	55 µm
s/abafamento	255 HV	21 µm

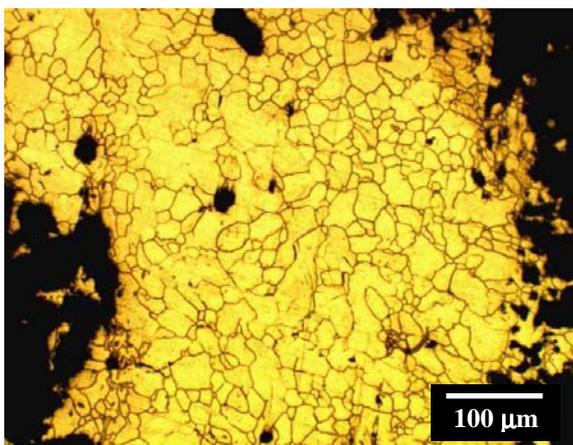


Figura 4-57 Tamanho de grão austenítico da amostra com abafamento.

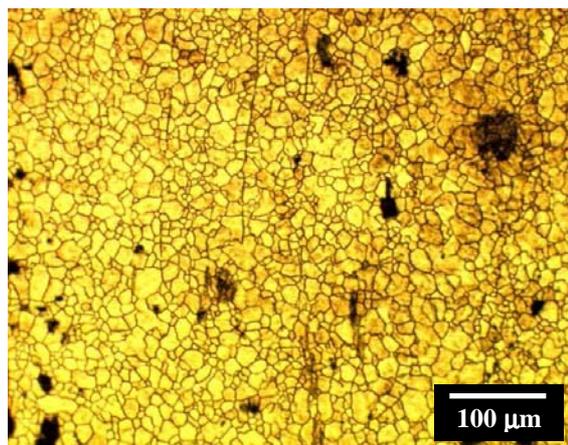


Figura 4-58 Tamanho de grão austenítico da amostra não submetida ao abafamento.

- *Revelação do Hidrogênio Mediante Ataque Químico:*

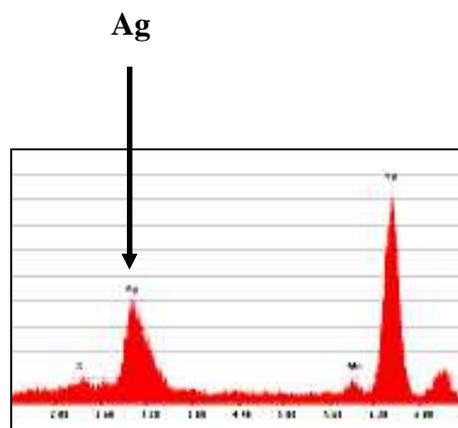


Figura 4-59 Amostra correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitação de Ag – vinculada a presença de hidrogênio – associada a um MnS. No detalhe, resultado da análise EDS efetuada sobre a partícula corroborando a presença de Ag (vide pico indicado no espectro).

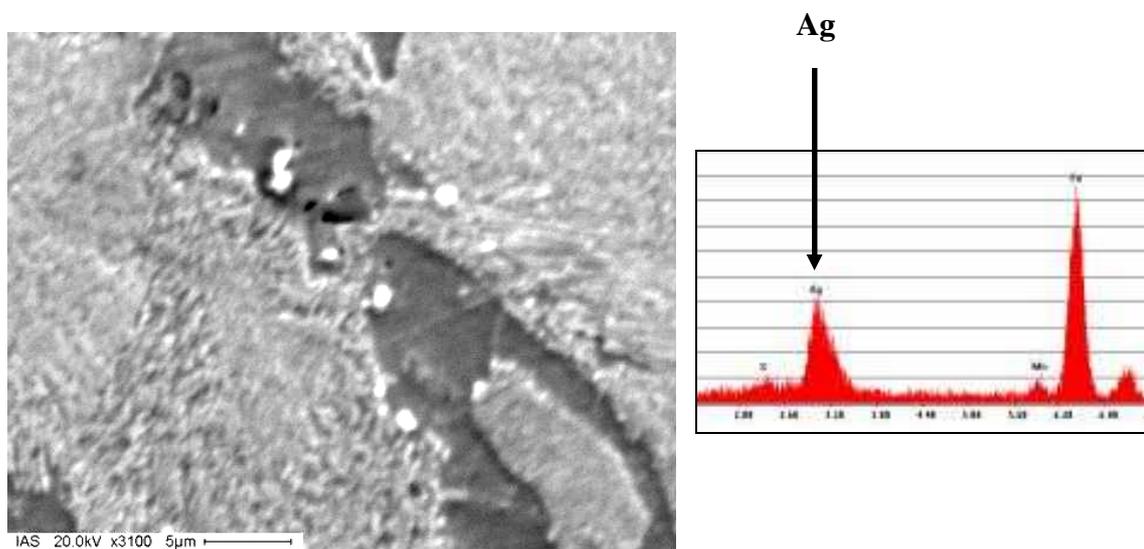


Figura 4-60 Amostra correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – associados a MnS na Fe- $\alpha$ . No detalhe, resultado da análise EDS efetuada sobre a partícula corroborando a presença de Ag (vide pico indicado no espectro).

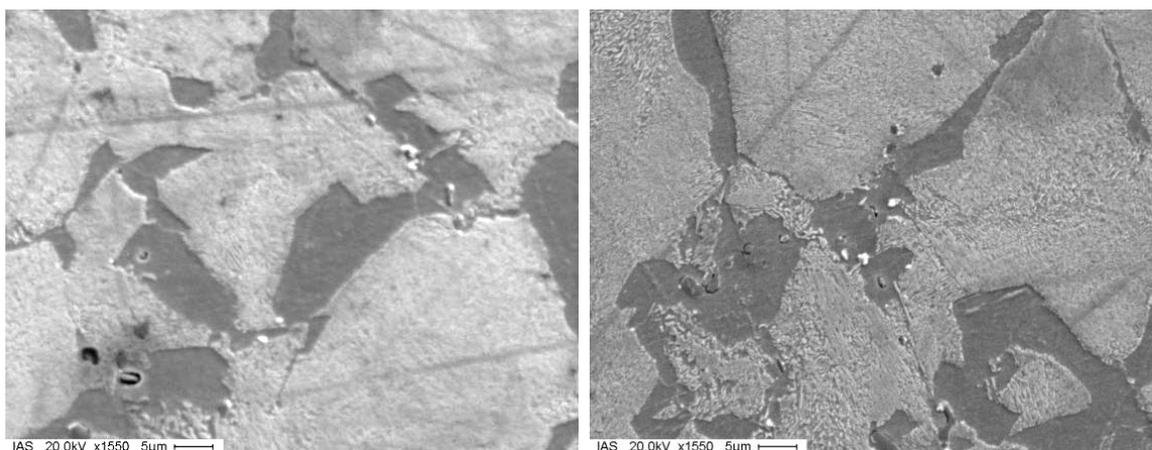


Figura 4-61 Detalhes representativos de amostras correspondendo à região do núcleo de barras laminadas não-abafadas apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – em contornos de grãos ferríticos.

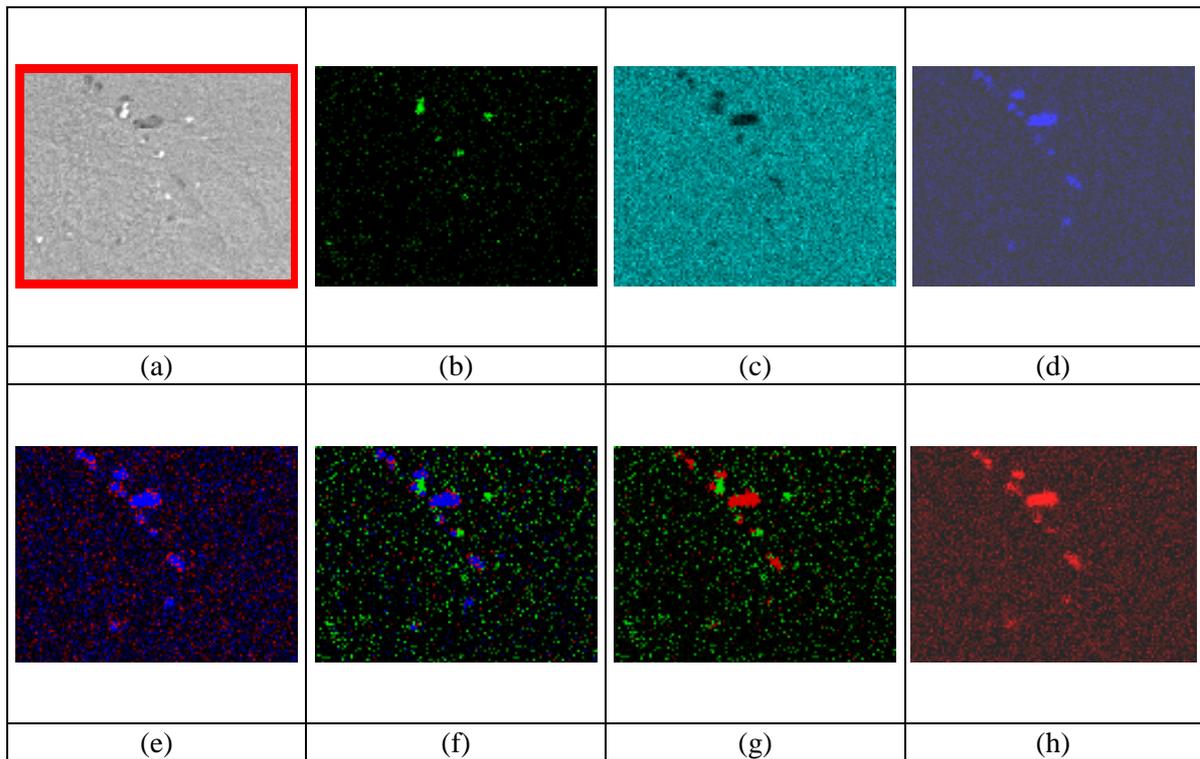


Figura 4-62 a) Distribuição dos elementos presentes nas inclusões de uma amostra correspondente à região do núcleo de uma barra laminada não-abafada. / b; c; d, e, f, g, h) Mapeamento de Ag; Fe; Mn; S e Mn; S, Ag e Mn; S, Ag e Fe; e S respectivamente.

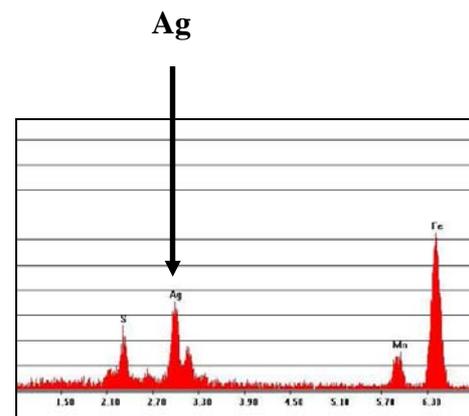
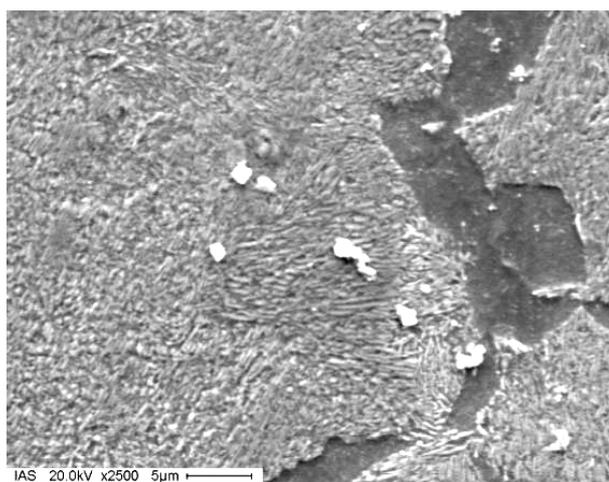


Figura 4-63 Amostra representativa correspondente à região do meio-raio de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – associados a MnS sobre estrutura perlítica. No detalhe, espectro associado aos MnS.

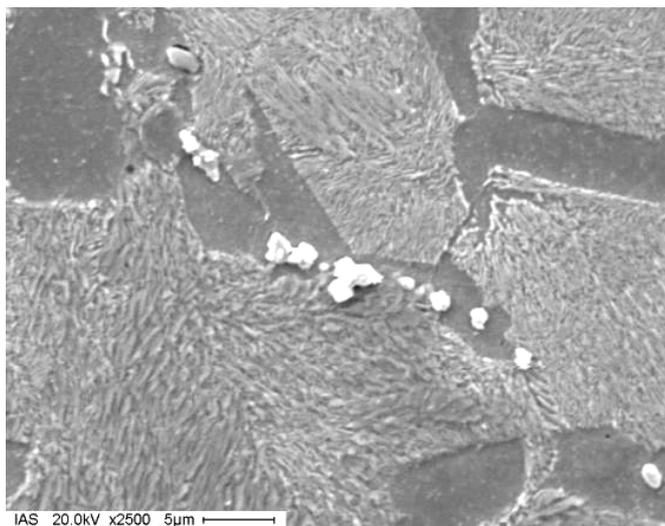


Figura 4-64 Amostra representativa correspondente às regiões do meio-raio e superfície de uma barra laminada não-abafada apresentando precipitados de Ag – vinculados a presença de hidrogênio – associados a MnS na Fe- $\alpha$ .

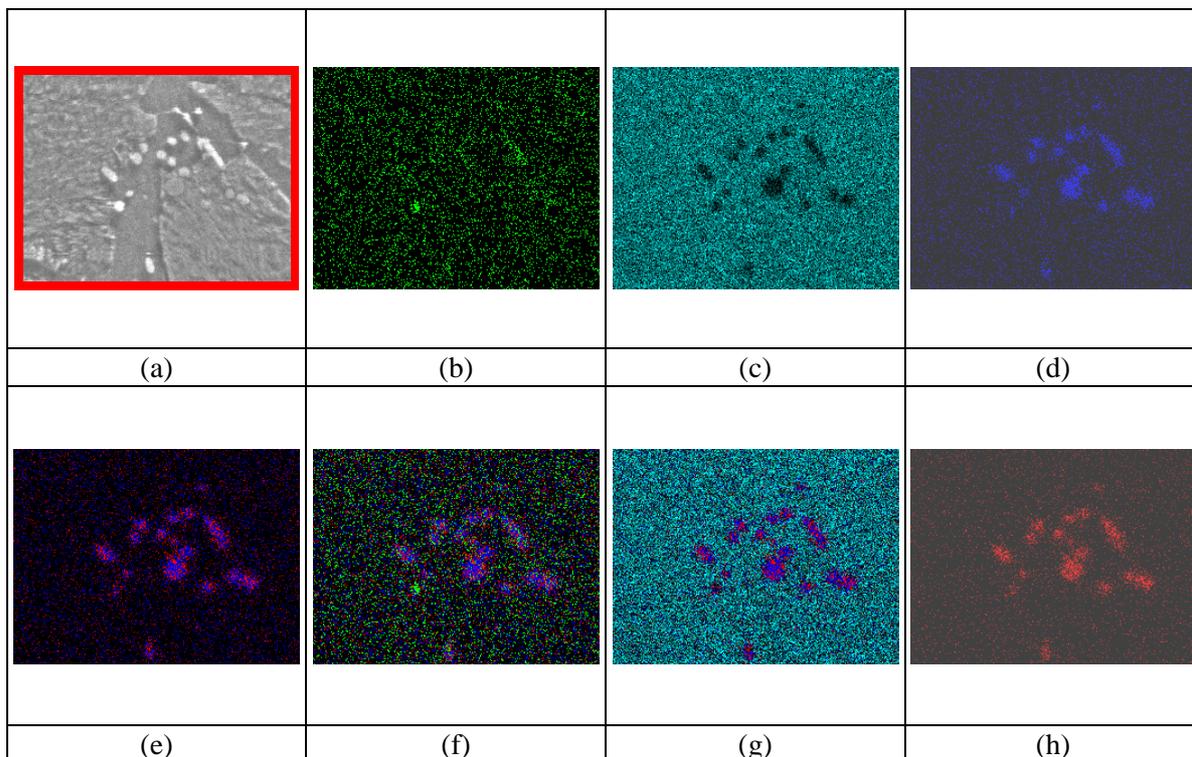


Figura 4-65 a) Distribuição dos elementos presentes nas inclusões de uma amostra correspondente às regiões do meio-raio e superfície de uma barra laminada não-abafada. / b; c; d, e, f, g, h) Mapeamento de Ag; Fe; Mn; S e Mn; S, Ag e Mn; S, Ag e Fe; e S respectivamente.

## 5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

As composições químicas das corridas utilizadas para os experimentos encontram-se de acordo com a faixa de especificação, conforme verificado no item 3.1. Cabe salientar apenas que a razão para a adição de teores de Nb neste aço é o refino de grão, substituindo o Al que, em função dos altos teores de S presentes na composição química desta qualidade, ocasionam problemas relacionados à *clogging* no LC, além de possibilitar conseqüentemente, pelo refino de grão, a supressão de etapas de tratamento térmico pós-forjamento, quando solicitado.

Os resultados do produto laminado estão compatíveis com o processamento ao qual o mesmo é submetido. O nível microinclusionário, avaliado conforme a norma ASTM E45 – na qual as inclusões do tipo A são sulfetos, as do tipo B alumina, as do tipo C silicatos e tipo D óxidos –, apresentou-se de acordo com o esperado. O nível pronunciado de inclusões do tipo A reflete o alto teor de S do aço, o qual é adicionado a fim de propiciar melhor usinabilidade ao produto, superando eventuais dificuldades associadas à granulação fina e remoções pesadas de material em determinadas seções da peça. A dureza também é adequada para o produto laminado, bem como a estrutura ferrítico-perlítica, a qual é apresentada na Figura 4-1.

Os estudos de caráter genérico realizados nas trincas internas centrais evidenciaram que os defeitos estão localizados no centro das amostras (vide Figura 4-2) em uma região segregada e com muitas inclusões de MnS (vide Figuras 4-4 e 4-5), além de apresentar, em alguns dos casos analisados, estrutura em transformação. Em todas as amostras nas quais os defeitos foram detectados, os mesmos demonstraram ter aspecto bastante semelhante.

A estrutura dos produtos está normalmente constituída por Fe- $\alpha$  em contorno de grão e perlita lamelar fina, típica para o teor de C do aço, como já constatado anteriormente na microestrutura apresentada na Figura 4-1. Nas amostras avaliadas ao MEV – nas quais foram encontradas as trincas – percebe-se além dos constituintes comumente encontrados nas amostras, a presença de ilhas de bainita – superior e inferior (vide Figuras 4-43 e 4-44). Por vezes, pôde-se associar a causa do trincamento do material às tensões internas advindas

dessas transformações. Ainda que não esteja na estrutura a origem do defeito, estruturas desse caráter são indesejáveis no produto final.

Realizando-se um estudo fractográfico nas microestruturas apresentadas na Figura 4-43, pode-se notar que a mesma é constituída por Fe- $\alpha$ , perlita e bainita, não se observando, para os aumentos utilizados, a presença de estrutura de caráter martensítico. Nesta análise, pode-se comprovar que a propagação da trinca ocorre através de ambos microconstituintes de forma transgranular, tendo o seu avanço caracterizado pelo formato de zigue-zague.

Nas observações da trinca – realizadas ao MEV a maiores aumentos – apresentadas na Figura 4-44, pode-se perceber que a mesma apresenta um avanço maior no campo preenchido pela estrutura bainítica. Evidencia-se, também, a existência de mais de um mecanismo atuante na propagação da mesma. Esta afirmativa é corroborada pelo fato de as trincas apresentarem, quando do seu deslocamento através do microconstituente perlita, um comportamento de propagação através de cadeias de sulfetos presentes. Por outro lado, quando analisado o deslocamento da trinca através do microconstituente bainita, percebe-se que a trinca avança para o interior da estrutura, sem que se observem, nessas circunstâncias, presença de sulfetos associados à sua propagação. Em alguns casos, observa-se que a propagação da trinca ocorre também através dos contornos de grão. Nestes casos, tem-se a propagação da fissura associada também à presença de sulfetos, como observado para o caso da propagação através da estrutura composta do microconstituente perlita. Analisando-se a propagação, pode-se verificar ainda, que para os aumentos utilizados, não se detectam presença de segundas fases associadas à fissura na microestrutura.

O estudo da morfologia dos sulfetos em três dimensões apresentado na Figura 4-13 é realizado com o objetivo de detectar filmes de sulfetos que favoreçam a decoesão intergranular. Os resultados mostram um desenvolvimento dendrítico dos mesmos, descartando a possibilidade de filmes de sulfetos estarem gerando a decoesão.

É evidente que a propagação das trincas é facilitada pela presença dos sulfetos na sua etapa inicial. Um detalhe a maior aumento, ainda sobre a Figura 4-44, permite a identificação de inclusões de MnS associadas aos defeitos. A análise EDS (vide Tabela 4-3), bem como o mapeamento de elementos químicos constituintes de sulfetos como Fe, Mn e S (vide Figura 4-14), além do mapeamento dos elementos Fe, Mn e S de forma individual

e Mn e S combinados, apresentados nas Figuras 4-45 e 4-46, corroboram a afirmativa de tratar-se de MnS, visto que a presença deste tipo de sulfeto nos aços da qualidade SAE 1141 é um fator de alta incidência.

No caso da contagem e caracterização dos sulfetos, não se evidenciam diferenças significativas nos tarugos elaborados com e sem *FEMS*. O efeito do *FEMS* sobre a distribuição e tamanho dos sulfetos não se mostra pronunciado (vide Figuras 4-15 a 4-17). Na Figura 4-16, pode-se concluir, apenas, que o crescimento dos sulfetos no núcleo do tarugo é maior quando o *FEMS* não é utilizado.

Nas análises das amostras de tarugo observa-se pouca segregação central. Levando-se em conta as determinações de C e S, os resultados não revelam uma diferença significativa de segregação entre os tarugos elaborados com e sem *FEMS*, tendo os tarugos nos quais não se utilizou o *FEMS* maior dispersão nos resultados do que os elaborados com utilização do *FEMS*.

Observando-se o aspecto dos cavacos obtidos para a realização da dosagem da segregação, cabe-se comentar, com base nas Figuras 4-8, a 4-11, que os cavacos tiveram a tendência de se apresentarem mais frágeis e quebradiços na região do núcleo, devotando, potencialmente, uma maior fragilidade do material nesta região pelo enriquecimento de enxofre. Deve-se ressaltar também, ainda no tocante ao aspecto das amostras de cavaco, que os cavacos provenientes das amostras colhidas em final de corrida apresentaram-se mais quebradiços do que os de início de corrida, possivelmente, devido a maior quantidade de impurezas (inclusões, partículas de material refratário, etc.) presentes no distribuidor do LC em final de corrida. Para estes resultados, o efeito do *FEMS* não se mostrou de forma pronunciada, indicando, talvez, a necessidade de uma reavaliação nos parâmetros operacionais do mesmo, os quais poderiam não estar adequados para a qualidade em questão na época da realização deste experimento.

No corte longitudinal, a segregação central não é completamente homogênea, fato este que pode ser evidenciado nas Figuras 4-12.

Percebe-se ainda, com relação à segregação, uma pronunciada banda branca nas amostras produzidas com o uso de *FEMS*, concomitante à frente de solidificação do tarugo, conseqüente da desparametrização do processo de utilização do *FEMS*. Como já citado anteriormente na revisão bibliográfica, estas bandas são áreas de segregação negativa, e

podem ser evitadas com a utilização de baixa intensidade de agitação<sup>(7)</sup>, visto que alta intensidade de agitação potencializa a sua formação.<sup>(9)</sup>

No tocante as impressões de Baumann (vide Figuras 4-18 a 4-21), não se observam defeitos do tipo investigado. As trincas são ao que tudo indica, detectadas somente após a laminação, em amostras submetidas à microscopia.

O macroataque nos tarugos (vide Figuras 4-22 a 4-25) revela que a porosidade é menor do que 2 mm, e que o *FEMS* atua sobre uma poça líquida que se encontra entre 10 e 13% da seção do tarugo. Não foram detectadas trincas internas de nenhuma natureza nos macroataques, tanto de tarugos, como de barras laminadas (vide Figuras 4-26 e 4-27).

Com relação às curvas de ductilidade, pode-se perceber que não existem diferenças significativas que possam dar indícios de que a propriedade ductilidade esteja influenciando na geração das trincas internas centrais. No que tange às curvas de ductilidade provenientes das amostras da superfície de tarugos produzidos com e sem uso de *FEMS* (vide Figuras 4-28 e 4-29), ambas as curvas mostram tendências bastante semelhantes, diferenciando-se apenas por uma irrelevante queda mais acentuada da ductilidade, em temperaturas superiores a 1200°C, para o material produzido com *FEMS*. Cabe-se destacar, porém, no tocante a obtenção dessa semelhança de resultados, que isso era, evidentemente, aguardado, visto que o *FEMS*, devido ao seu posicionamento na máquina de LC, não tem influência nenhuma sobre a superfície dos tarugos, a qual solidifica muito antes da ação potencial da agitação eletromagnética final. Para as curvas de ductilidade das amostras na condição núcleo de tarugos produzidos nos moldes da condição anteriormente citada (vide Figuras 4-30 e 4-31), a curva de ductilidade da condição núcleo com *FEMS* apresenta uma distribuição mais homogênea dos pontos ao longo do gráfico em comparação com a curva da condição núcleo sem *FEMS*. Relevância deve ser dada para a faixa de temperaturas compreendida entre 800 e 940°C das curvas de ductilidade obtidas a partir das amostras do núcleo dos tarugos. Nela, pode-se observar que a ductilidade das amostras produzidas com *FEMS* apresenta-se levemente superior em relação às produzidas sem *FEMS*. Esta distinção pode ter sido conferida às amostras do material produzido com o uso do *FEMS* em função da própria característica que o equipamento deposita aos tarugos, ou seja, apresentar, teoricamente, uma maior zona composta de estrutura equiaxial, a que explicaria a superior, ainda que tênue melhora na ductilidade das amostras provenientes da condição favorecida. Nesta condição, percebe-se ainda que, para temperaturas acima de 1160°C, a curva das amostras do núcleo elaboradas

com o uso do *FEMS* demonstra novamente uma queda mais acentuada da ductilidade em comparação à curva da condição núcleo sem *FEMS*.

No tocante às curvas de ductilidade originadas a partir de amostras de barras laminadas, os resultados para ambas as condições – com e sem *FEMS* – mostraram-se idênticos. Pode-se concluir ainda, através da análise destas curvas que, para ambas as condições simuladas, a temperatura adequada para o processamento – ou PDT – *peak ductility temperature* – está localizada na faixa de temperaturas compreendida entre 1160 – 1200°C.

Nas amostras oriundas dos experimentos relacionados à coleta de amostras entre passes de laminação, não se percebe a ocorrência de trincas internas centrais nas observações macrográficas (vide Figuras 4-34 a 4-37), porém, nas avaliações micrográficas (vide Figuras 4-38 a 4-41) pode-se perceber a presença de trinca na microestrutura referente à amostra de barra laminada obtida após o passe final de conformação. Em observações efetuadas a maiores aumentos dessa amostra (vide Figuras 4-42 e 4-43), evidencia-se de maneira mais clara a presença de uma trinca interna central, com uma estrutura periférica composta de perlita lamelar fina e Fe- $\alpha$  em contorno de grão, além de ilhas de bainita. Não se observa presença de martensita.

Com relação à introdução do processo de abafamento pós-laminação, pode-se observar, na Figura 5-1, a forte influência do mesmo na redução das ocorrências de trincas internas centrais da qualidade SAE 1141, para barras laminadas redondas e quadradas de diâmetro maior ou igual a 75,00 mm.

Os gráficos nela apresentados consideram distintas corridas de aço produzidas ao longo de um período de aproximadamente 6 meses. As *corridas A, B e C* –as quais foram elaboradas exclusivamente para atender aos experimentos relacionados ao presente trabalho – estão inseridas no contexto dos resultados. Deve-se salientar, porém, que a partir de uma mesma corrida, pode-se ter tanto barras laminadas produzidas sem utilização de abafamento, como com abafamento. Assim sendo, pontos indicados nos gráficos como 100% de sucata, não necessariamente indicam que toda a corrida sucateou, mas sim, que toda a quantidade laminada na condição de resfriamento proposta foi rejeitada. Ainda com relação aos gráficos apresentados na Figura 5-1, deve ser salientado também que os valores de hidrogênio são sempre obtidos no LC com o aço ainda líquido, o que impossibilita, dessa forma, correlacionar teores de hidrogênio antes de depois do processo de

abafamento, bem como, quantificar qualquer redução posterior ao abafamento, ainda que ocorra, na prática, de maneira significativa.

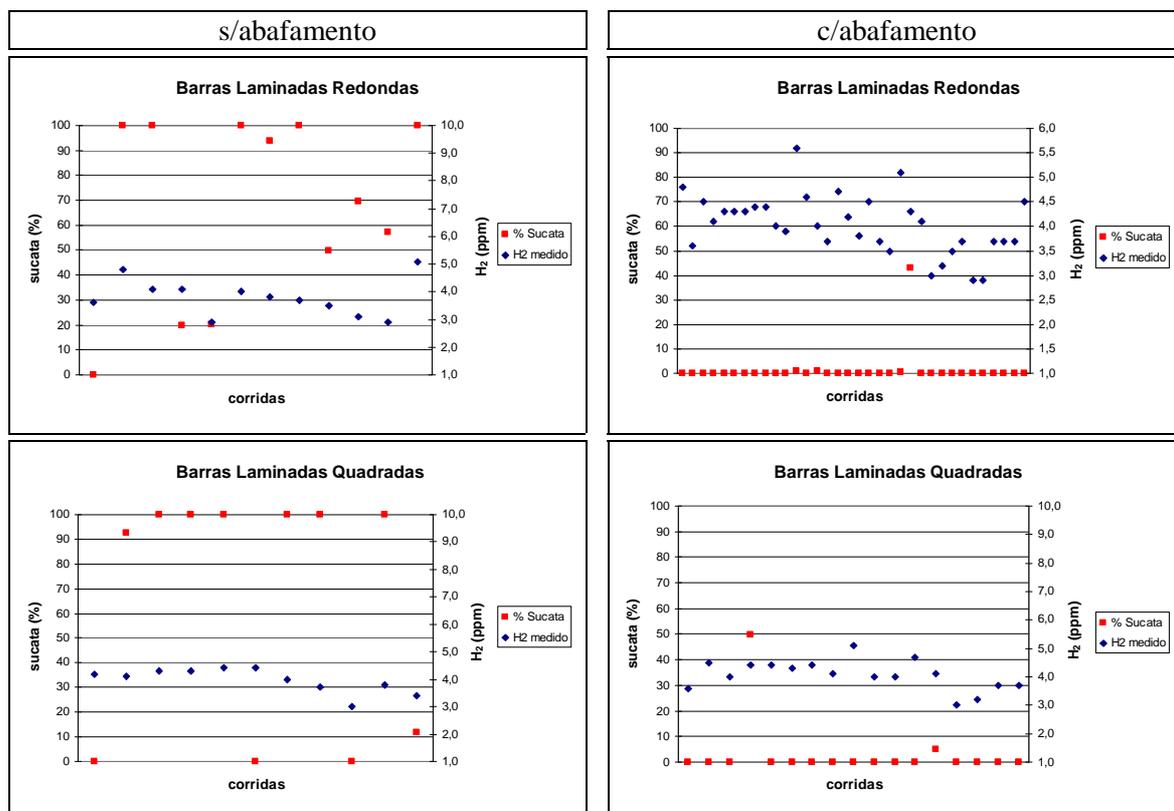


Figura 5-1 Influência do abafamento sobre o sucateamento por trincas internas centrais para a qualidade de aço SAE 1141.

Seguindo na linha da utilização do processo de abafamento pós-laminação, é sabido que as barras saem do mesmo em temperaturas da ordem de 850°C e são alocadas às caixas de abafamento em temperaturas entre 800 e 750°C. Logo, após a permanência nas caixas (em torno de 10 horas), saem com temperaturas entre 450 e 400°C, estando assim submetidas a taxas de extração de calor da ordem de 30 – 40°C/h, ou 0,008 – 0,011°C/s. A manutenção de velocidades de resfriamento dessas ordens é extremamente adequada para a obtenção de estruturas com caráter exclusivamente ferrítico/perlítico, fato este comprovado pela observação do diagrama CCT apresentado na Figura 5-2, o qual foi construído com o auxílio do simulador físico Gleeble e apresenta a estrutura e respectiva dureza a ser obtida em função da aplicação de diferentes taxas de resfriamento ao material após exposição à temperatura de processamento (dados detalhados sobre a construção destes diagramas podem ser obtidos na referência Carnino e Soares<sup>(40)</sup>).

Os estudos realizados mediante microscopia óptica das microestruturas das amostras submetidas aos experimentos I, II, III, IV, V, VI, VII, e VIII – apresentados nas

Figuras 4-47 a 4-54 – permitiram observar traços de achatamento da estrutura austenítica, caracterizados pelo forte bandeamento de algumas microestruturas ferrítico-perlíticas analisadas. Este achatamento pode indicar solubilização do Nb no aquecimento para laminação (aproximadamente 1150°C), resultando em precipitação no resfriamento pós-laminação. Com isso, tem-se que o Nb pode ter contribuído como agente fragilizante do material na formação das trincas.

Comparando-se as microestruturas das amostras representativas dos experimentos com e sem abafamento pós-laminação – apresentadas nas Figuras 4-55 e 4-56 – pode-se observar ainda que a estrutura das amostras com abafamento está constituída por colônias de perlita rodeadas de Fe- $\alpha$  (vide Figura 4-55). A estrutura das amostras sem abafamento (vide Figura 4-56) apresenta-se de maneira muito similar – colônias perlíticas rodeados de Fe- $\alpha$  –, no entanto, as colônias de perlita têm menor tamanho e as lamelas, menor espessura. Além disso, a Fe- $\alpha$  em contorno de grão também tem menor desenvolvimento. Vale mencionar que em ambas as amostras não se detectam presença de bainita e/ou martensita, mas, anteriormente, a presença destes microconstituintes já foi detectada em amostras provenientes de barras resfriadas ao ar natural.

Com o objetivo de determinar possíveis efeitos do abafamento no material, avaliou-se também, nos experimentos I, II, III, IV, V, VI, VII, e VIII, o tamanho de grão e a microdureza para cada caso. Os resultados de microdureza e tamanho de grão apresentados na Tabela 4-4 demonstraram coerência, tendo o material abafado maior tamanho de grão, com conseqüente inferior dureza.

Velocidades de resfriamento adequadas durante as transformações Fe- $\alpha$ /perlita e/ou bainíticas até temperaturas de 200°C evitam a concentração localizada do hidrogênio (velocidades de resfriamento rápidas não permitem a difusão do hidrogênio com conseqüente agrupamento – concentração localizada em zonas preferenciais com microinclusões de óxidos e sulfetos), porém, deve-se garantir que este resfriamento não seja acentuado em demasia a ponto de gerar tensões que levem ao trincamento do material. Fruehan<sup>(11)</sup> sugere tratamentos posteriores a temperaturas da ordem de 650°C, com tempo de manutenção de várias horas, a fim de favorecer a difusão e o alívio das tensões residuais. Nessa linha, pode-se perceber, no entanto, que a redução das ocorrências de trincas internas centrais da qualidade SAE 1141 apresentada na Figura 5-1 pode não estar direta e exclusivamente associada à redução dos teores de hidrogênio nas barras laminadas, pelo menos para os níveis normalmente atingidos no processo da Gerdau Aços Especiais

Piratini. Porém, é fato que as barras que sofreram o processo de abafamento, o qual submeteu o material à exposição a temperaturas da ordem – e tempos não tanto – dos sugeridos por Fruehan<sup>(11)</sup>, apresentaram redução significativa do sucateamento em relação ao material que não foi abafado.

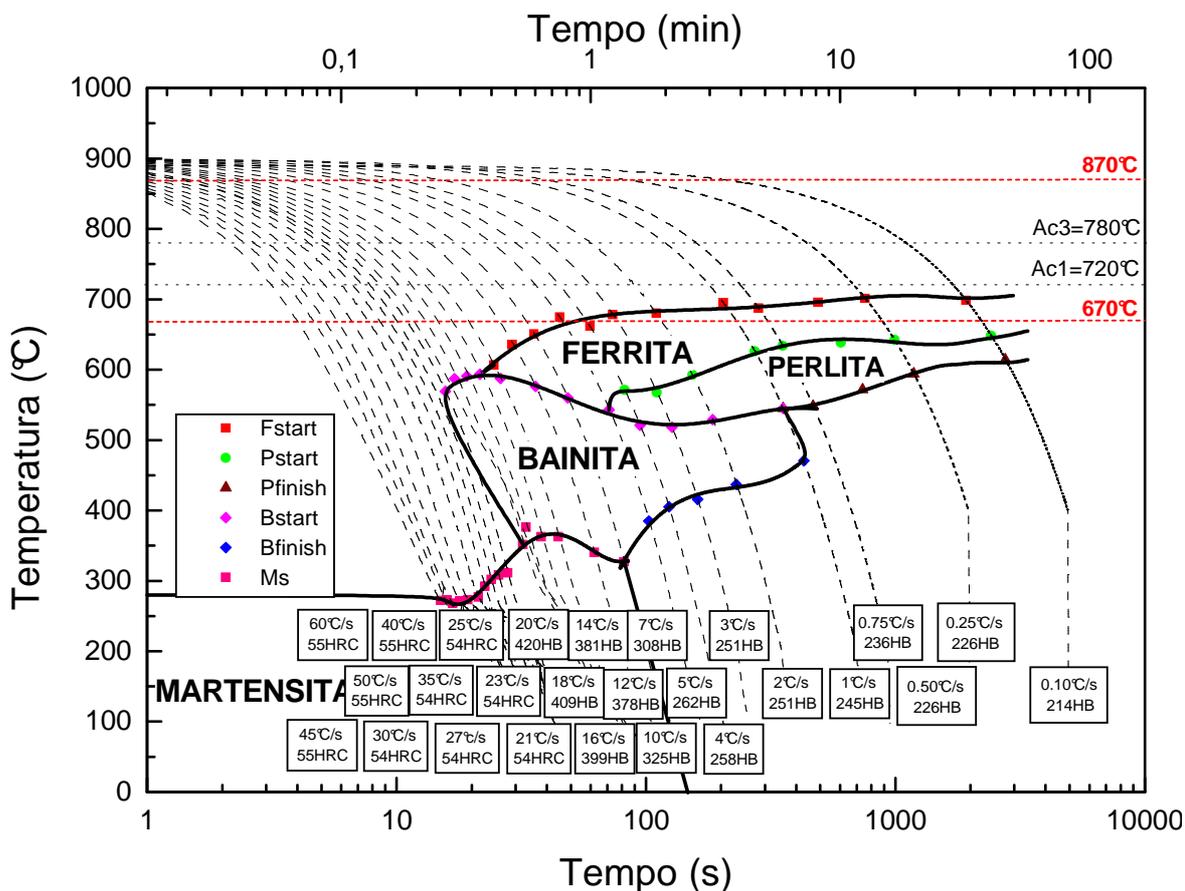


Figura 5-2 Diagrama CCT para a qualidade de aço SAE 1141.

Ainda com relação a materiais abafados e não, pode-se observar nas Figuras 4-59 a 4-65 os resultados obtidos para a revelação do hidrogênio em amostras não-abafadas atacadas quimicamente. Na Figura 4-59, percebe-se claramente que a microestrutura correspondente ao centro da barra permite visualizar precipitados de Ag – diretamente vinculados ao hidrogênio – em associação a sulfetos. Nela é possível distinguir também a Ag precipitada sobre as inclusões que se encontram no interior da Fe- $\alpha$  (presente nas regiões de contorno de grão), bem como, na análise EDS, o espectro correspondente a Ag. Detalhes a maiores aumentos de sulfetos associados à precipitação de Ag – e conseqüente presença de hidrogênio – podem ser observados na Figura 4-61. Além da visualização da

distribuição dos elementos Ag, Mn, Fe e S na matriz microestrutural, a Figura 4-62, através do mapeamento dos elementos citados, corrobora o fato de que a Ag – precipitada em função da reação junto ao hidrogênio – apresenta-se associada a partículas de MnS e FeS. Tal afirmação apresenta consistência quando se analisam as superposições de S, Ag e Mn/Fe realizadas.

Em avaliações realizadas em amostras provenientes das regiões de meio-raio e superfície, as quais são apresentadas nas Figuras 4-63 e 4-65, percebe-se situação bastante semelhante ao observado anteriormente. Deve-se, porém, conferir devida atenção ao fato de que, nas amostras presentes, os cristais de Ag apresentaram-se, além de maiores em tamanho, em maior quantidade do que nas amostras da região do núcleo. Além disso, na zona do meio-raio, determina-se a maior proporção de sulfetos associados ao hidrogênio. Pode-se comprovar ainda que a Ag encontra-se não somente em contorno de grão ou associada a sulfetos na Fe- $\alpha$ , mas também dispersa no microconstituente perlita. Igualmente para as amostras da região do núcleo, é apresentado na Figura 4-65 o resultado do mapeamento de alguns elementos para as amostras da região do meio-raio e superfície. As conclusões sobre os resultados obtidos para esta avaliação são idênticas às obtidas para o mapeamento realizado em amostras provenientes da região do núcleo.

Para a amostra abafada obtida da região do núcleo do material, as observações não conduziram à presença de cristais de Ag em nenhum campo analisado. Isso revela a ausência de hidrogênio, tanto associada a sulfetos presentes na Fe- $\alpha$  ou perlita, como na Fe- $\alpha$  presente nos contornos de grão.

Para as amostras abafadas obtidas das regiões do meio-raio e superfície do material, pode-se determinar nas observações presença de quantidades consideravelmente menores – quase imperceptíveis – de precipitados de Ag na estrutura avaliada, em comparação a materiais abafados.

Os estudos de microscopia óptica e eletrônica de varredura e de transmissão são ferramentas importantes para a compreensão dos mecanismos associados à formação das trincas.<sup>(10)</sup> Os estudos realizados até agora não provam a associação do hidrogênio com a formação das trincas internas centrais no material, mas dão indícios de que existe alguma semelhança com a forma de propagação típica das trincas devidas ao hidrogênio. Segundo a literatura, as fissuras por hidrogênio propagam-se em forma de zigue-zague, tal como ocorre nos casos analisados. Além disso, o avanço se realiza, em geral, pela família de

planos {110}, causada pela interação do hidrogênio com o deslizamento dos planos cristalinos.<sup>(10)</sup> Em muitos aços, as fissuras por hidrogênio apresentam características transgranulares, tal como algumas das trincas analisadas. A aparência das mesmas não coincide com uma propagação por clivagem – mais comum e/ou habitual – devido à deformação plástica presente gerar características rugosas. Uma similaridade a destacar com algumas das trincas observadas recai na presença de pequenas ramificações que se observam ao longo das mudanças de direção de propagação da trinca.

Pode-se dizer, além disso, que a origem da fissura pode estar na proximidade das trincas internas centrais dos MnS acomodados em forma de rede. Isto leva a pensar em mais de um mecanismo simultâneo na propagação da trinca, devido a que a difusão do hidrogênio através de fases, como bainita ou martensita, explicaria o caráter de propagação transgranular da trinca.<sup>(12)</sup>

Em particular para as corridas da qualidade analisada neste estudo, o teor médio de hidrogênio no aço líquido esteve entre 3 e 5 ppm, decrescendo após o vácuo\* a teores da ordem de 2 – 3 ppm. Dado que os teores de hidrogênio tidos como normais estão compreendidos entre 1,5 e 2 ppm<sup>(11)</sup>, pode-se considerar que os valores encontrados estão concentrados numa zona propícia à geração de problemas relacionados à fragilização por hidrogênio.

Observou-se ainda, em algumas corridas de rotina que inicialmente apresentavam teores de hidrogênio de 2 – 2,5 ppm (após o vácuo), elevação dos mesmos, abruptamente, para valores da ordem de 4 ppm (medição no distribuidor). Estas corridas estão muito susceptíveis a processos de trincamento. As causas desta elevação podem estar na incorporação de adições de cal, por exemplo, a qual é de fácil hidratação, a umidade do ambiente, que pode atingir valores da ordem de 70% e/ou polímeros de liga do refratário do distribuidor (substâncias orgânicas ricas em hidrogênio) para as primeiras corridas.<sup>(41)</sup>

---

\* A qualidade de aço SAE 1141 tem em seu processo de produção a operação de desgaseificação a vácuo incluída, porém, realizada por um tempo menor do que as demais qualidades susceptíveis ao hidrogênio produzidas na Gerdau Aços Especiais Piratini. Em função disso, não se consegue, para esta qualidade, teores de hidrogênio abaixo de 2 ppm.

## 6 CONCLUSÕES

Os resultados obtidos neste trabalho permitem concluir que:

- As trincas não se mostram associadas à macrosegregação;
- O Nb presente na composição química em substituição ao Alumínio pode ter solubilizado na estrutura no aquecimento pré-laminação e precipitado no resfriamento pós-laminação, tornando-se um agente fragilizante do material, potencializando a ocorrência do trincamento;
- Os ensaios realizados no equipamento Gleeble para obtenção das curvas de ductilidade indicam que as trincas internas não se apresentam como sendo originadas durante o processo de solidificação. Além disso, indicaram que a temperatura de laminação praticada para materiais da qualidade estudada é a mais adequada para suportar o grau de deformação inferido pelo processo de conformação sem que ocorram rupturas;
- As trincas têm semelhança com as trincas provocadas pelo hidrogênio, mas não se credita exclusivamente ao mesmo à sua geração, principalmente devido ao fato de não se saber, quantitativamente, a ordem de redução deste no abafamento. Sabe-se, porém, que o material que foi abafado em caixa térmica apresentou forte redução no sucateamento em relação ao material que não foi abafado, além de decréscimo nos teores de hidrogênio presentes no material dados os resultados obtidos no ensaio de deposição de Ag em amostras não-abafadas. Estes resultados indicaram acentuada deposição em amostras não-abafadas, ao passo que as amostras que sofreram o processo de abafamento apresentaram quase nenhum traço do elemento acima referido;
- Nas amostras analisadas, não foram encontradas presença de segundas fases, o que as descaracteriza como geradoras das trincas;

- A propagação de fissuras nas barras com estrutura constituída por perlita e bainita ocorre por interação de dois mecanismos, ou seja, propagação através de inclusões de MnS com o microconstituente associado e avanço transgranular pelo interior da bainita e/ou martensita, possivelmente ocasionado pela presença de teores de hidrogênio;
- Foi comprovado que o abafamento realizado a temperaturas entre 800 e 400°C produz uma perda de dureza tanto por crescimento de grão, como pelo aumento do espaçamento das lamelas da perlita;
- Nas barras que não são submetidas ao processo de abafamento ocorre, principalmente devido à presença de fortes conteúdos de Mn na região do núcleo e taxas de resfriamento coerentes, a formação de trincas internas bastante semelhantes às trincas frias originadas – sob certas condições – em juntas soldadas. O Mn segregado faz com que as regiões adjacentes aos veios de segregação formados transformem-se primeiro, expulsando o hidrogênio presente para a  $\gamma$  não transformada. A última porção a sofrer transformação será a zona de mais alta concentração de Mn, ou seja, o veio de Mn propriamente dito ( $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , podendo ocorrer formação de estruturas do tipo bainíticas e, como observado em algumas das amostras, até martensítica – com matriz composta de colônias de perlita rodeadas de Fe- $\alpha$ , dependendo da concentração de Mn e da taxa de resfriamento). Assim, alto teor de hidrogênio e tensões provenientes das transformações de fase aliam-se e, associados às redes de MnS, conduzem à geração das trincas internas. As tensões térmicas geradas pelo resfriamento podem também contribuir para o aparecimento das trincas;
- Em suma, levando-se em conta a grande incidência de MnS na região do núcleo das barras laminadas – fato este que pode atuar no sentido de promover a propagação das trincas internas através de suas redes ou cadeias – à presença de conteúdos de segregação de Mn, bem como C – aumentando a temperabilidade localizada e gerando a ocorrência de microestruturas bainítico/martensíticas de caráter frágil – além de teores de hidrogênio altos, ter-se-á como resultado defeitos do tipo trincas internas centrais originados a partir do núcleo das barras laminadas.

## 7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O presente trabalho poderá ser complementado pelos seguintes estudos:

- Repetir o experimento de retirada de amostras após cada passe de laminação com posterior resfriamento das mesmas ao ar (desde tarugo até produto final – barra laminada), avaliando as tensões de laminação, tanto a fim de quantificá-las, como identificar a sua influência na geração das trincas internas centrais e em qual passe isso ocorre com maior intensidade;
- Identificar se existe um sentido preferencial das trincas internas centrais em relação à posição dos cilindros laminadores quando da formação das mesmas;
- Realizar, para o caso das estruturas caracterizadas como de caráter martensítico em visualizações ao microscópio óptico, a comprovação da mesma mediante avaliação dos parâmetros de rede via microscópio eletrônico de transmissão e/ou microdureza;
- Hirth<sup>(42)</sup> sugere que os ensaios de fadiga representam uma possibilidade para comprovar fragilidade no material. Realizar ensaios sobre amostras de corridas com teores baixos e altos de hidrogênio poderia permitir a obtenção de informações valiosas neste sentido. Posteriores estudos de microscopia óptica, eletrônica de varredura e transmissão, permitiriam identificar os mecanismos de fragilização associados;
- Para o caso de se avaliar a presença de hidrogênio nos aços estudados, uma forma de corroborar este fato seria analisar lâminas delgadas e identificar se os planos cristalinos correspondem a família de planos  $\{110\}$ . Esta observação se realiza em modo transmissão, mediante microscopia eletrônica. Além disso, permite comprovar a presença de martensita, detalhes da distribuição de discordâncias e outras fases dispersas, tais como, carbonetos Y, compostos estes altamente fragilizantes. Cabe lembrar que a preparação de lâminas delgadas,

entre outras coisas, implica em encontrar o reativo específico para o aço a ser estudado.

## 8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. OHNO, A. **Solidificação dos Metais**. Livraria Ciência e Tecnologia. p.148, 1988.
2. KRAUSS, G.; MATLOCK, D. K.; WHITE, C. V. **Solidification Structure and the Effects of Hot Reduction in Continuously Cast Steels for Bars and Forgings**. I&SM. p.73, 1998.
3. SAMUELS, L. E. **Light Microscopy of Carbon Steels**. American Society for Metals. p.446.
4. BROOKS, C. R. **Heat Treatment of Plain Carbon and Low Alloy Steels**. American Society for Metals. p.206-207, 1996.
5. BROOKS, C. R. **Principles of the Austenitization of Steels**. Elsevier Applied Science. p.214, 1992.
6. CELIBERTO, A. M.; CARNINO, V.; JANOSKI, J. L.; SANTOS, F. C.; SOARES, R. B.; PARREIRA, F. J. D. **Aplicação do Final Eletromagnetic Stirrer (FEMS) na Produção de Aços Especiais da Gerdau S/A – Aços Finos Piratini**. XXXIV Seminário de Fusão, Refino e Solidificação dos Metais. Belo Horizonte, 2003.
7. CURREY, D. A.; PICKLES, C. A. **The Effect of Electromagnetic Stirring on Segregation and Inclusions Distribution in Continuously Cast Billets**. I&SM. p.39, 1987.
8. TZAVARAS, A. A. **Solidification Control by Electromagnetic Stirring – State of the Art**. Continuous Casting. IISI. V.3, p.47-67, 1984.
9. TZAVARAS, A. A. **Journal of Cristal Growth**, 24/25. p.471-476, 1974.
10. BEACHEM, C. D. **Hydrogen Damage – Introduction**. American Society for Metals. p.9-23, 1979.
11. FRUEHAN, R. J. **A Review of Hydrogen Flaking and Its Prevention**. Iron and Steel Society. p.61-68, 1997.
12. ZAPFFE, C. A.; SIMS, C. E. **Hydrogen Embrittlement, Internal Stress and Defects in Steel**. Hydrogen Damage. American Society for Metals. p.13-48, 1979.
13. ZAPFFE, C. A.; SIMS, C. E. **Hydrogen, Flakes and Shatter Cracks**. Metals and Alloys. V.11, p.145-151, V.12, p.44-51, 145-148, 1940.

14. KRAUSS, G. **Steels – Heat Treatment and Processing Principles**. American Society for Metals. p.6-7, 1990.
15. HUME-ROTHERY, W. **The Structure of Alloys of Iron**. Pergamon Press Ltd. Oxford, 1966.
16. BRANDALEZE, E.; MADÍAS, J. **Fisuración por Hidrógeno**. Relatório Técnico Gerdau Aços Especiais Piratini/Instituto Argentino de Siderurgia. Charqueadas, 2002.
17. HOBSON, J. D. **The Removal of Hydrogen by Diffusion from Large Masses of Steel**. Journal of the Iron and Steel Institute. V.191, p.342-352, 1959.
18. BEACHEM, C. D. **A New Model of Hydrogen-Assisted Cracking (Hydrogen “Embrittlement”)**. Metallurgical Transactions, The Metallurgical Society of AIME/American Society for Metals. V.3, p.259-273, 1972.
19. BUZZARD, R. W.; CLEAVES, H. E. **Hydrogen Embrittlement of Steel: Review of the Literature**. U.S. National Bureau Standards, Circular 511, N.B.S. 1951.
20. ZAPFFE, C. A.; HASLEM, M. E. **A Test for Hydrogen Embrittlement and Its Application to 17 Percent Chromium, 1 Percent Carbon Stainless-Steel Wire**. Metals Technology. V.13, p.1-28, 1946.
21. KAZINCZY, F. **A Theory of Hydrogen Embrittlement**. Journal of the Iron and Steel Institute. V.177, p.110-117, 1954.
22. TROIANO, A. R. **The Role of Hydrogen and Other Interstitials In the Mechanical Behavior of Metals**. Metallurgical Transactions, The Metallurgical Society of AIME/American Society for Metals. V.52, p.54-80, 1960.
23. HANCOCK, G. G.; JOHNSON, H. H. **Hydrogen, Oxygen and Subcritical Crack Growth in a High Strength Steel**. Metallurgical Transactions, The Metallurgical Society of AIME/American Society for Metals. V.236, p.513-516, 1966.
24. CASSOU, C. A. **Metodologia de Análise de Falhas**. Dissertação. PPGEM – UFRGS, Porto Alegre. 1999.
25. KIM, C. D. **Hydrogen – Damage Failures**. U. S. Steel Corporation, p.249.
26. TAKEYAMA, T.; TAKAHASHI, H. **Formation of Micro-Crack Due to Hydrogen Aggregation in Iron and Steel**. Proceedings JIMIS-2, p.410.
27. COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Editora Edgar Blücher LTDA. 3º Ed. São Paulo, 1983.
28. CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 6º Ed. São Paulo, 1988.

29. PICKERING, F. B. **The Effect of Composition and Microstructure on Ductility and Toughness**. British Steel Corporation Special Steels Division.
30. MINTZ, B. **The Influence of Composition on Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking**. ISIJ International. V.39, p.833-855, 1999.
31. TSCHIPTSCHIN, A. P.; GOLDEENTEIN, H.; SINATORA, A. **Metalografia dos Aços**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais. São Paulo, 1988.
32. BAIN, E. C.; PAXTON, H. W. **Alloying Elements in Steel**. 2<sup>nd</sup> ed. Trans. Amer. Soc. Metals. Metals Park, OH, 1961.
33. PEREIRA, R. L. **Curso de Tratamentos Térmicos dos Metais**. Escola de Engenharia de São Carlos. São Carlos, 1963.
34. MACHADO, S. **Evolução Microestrutural do Aço SAE 1141 Microligado ao Nióbio**. Dissertação. PPGEM – UFRGS, Porto Alegre. 2003.
35. MACHADO, S.; CARNINO, V.; CELIBERTO, A. M.; SOARES, R. B. **A Hot Ductility Curve Construction Using a Gleeble Termomechanical Simulator**. XXI Senafor. Gramado, 2001.
36. DIETER, G. E. **Workability Testing Techniques**. American Society for Metals. 1997.
37. LATHAM, D. J. Journal of the Iron and Steel Institute. V.92, p.255, 1963/64.
38. HONEYCOMBE, R. W. K. **The Plastic Deformation of Metals**. p.477, 1968.
39. BRANDALEZE, E.; CAVALERI, D.; REDA, L.; GONZÁLES, E. **Determinación del Hidrógeno Atrapado en Aceros Mediante la Técnica de Decoración con Plata**. 15<sup>o</sup> Conferencia de Laminación del IAS. San Nicolas, 2004.
40. CARNINO, V.; SOARES, R. B. **O Uso de Simulador Termomecânico Gleeble na Definição de Curvas CCT**. XXII Senafor. Gramado, 2002.
41. MISRA, S.; FRUEHAN, R. J. **Hydrogen and Nitrogen Control in Ladle and Casting Operations**. ISSTech 2003 Conference Proceedings, p.873-882, 2003.
42. HIRTH, J. P. **Effect of Hydrogen on the Properties of Iron and Steel**. Metallurgical Transactions, The Metallurgical Society of AIME/American Society for Metals. V.11A, p.861-890, 1980.

## 9 ANEXOS

- *ANEXO A* – Abordagem Estatística dos Dados Relacionados à Evolução da Redução do Sucateamento por Trincas Internas do Tipo Centrais;
- *ANEXO B* – Análises de Rotina dos Defeitos Internos Caracterizados Como Trincas Internas Centrais.
- *ANEXO C* – Detalhes Relevantes à Determinação de Hidrogênio em Aços Mediante a Técnica de Deposição de Prata.

## **ANEXO A**

No *ANEXO A*, são apresentados levantamentos pertinentes à fundamentação e direcionamento do presente trabalho realizados previamente – e também durante – a execução dos experimentos, demonstrando através de gráficos e análises em geral, tanto o desenrolar, bem como a performance dos índices de sucateamento por trincas internas centrais em barras laminadas da qualidade SAE 1141, para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm.

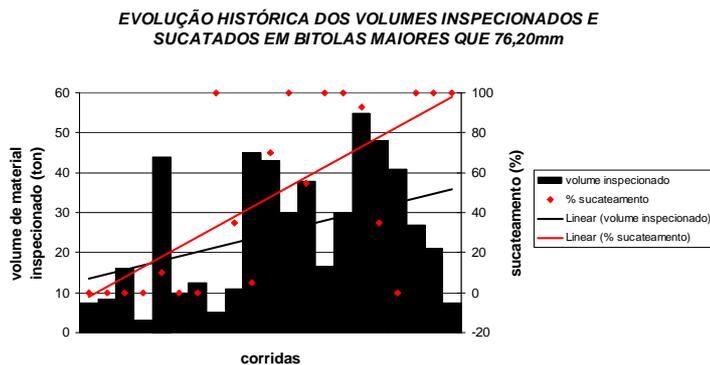


Figura 9-1 Evolução histórica de volumes inspecionados e sucateados da qualidade SAE 1141.

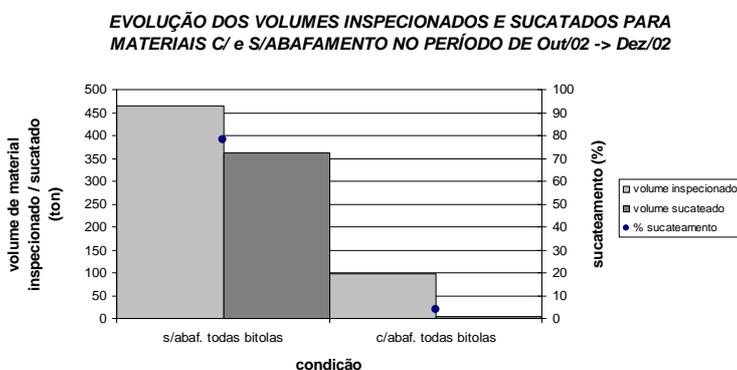


Figura 9-2 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no período de Outubro a Dezembro/02 na qualidade SAE 1141.

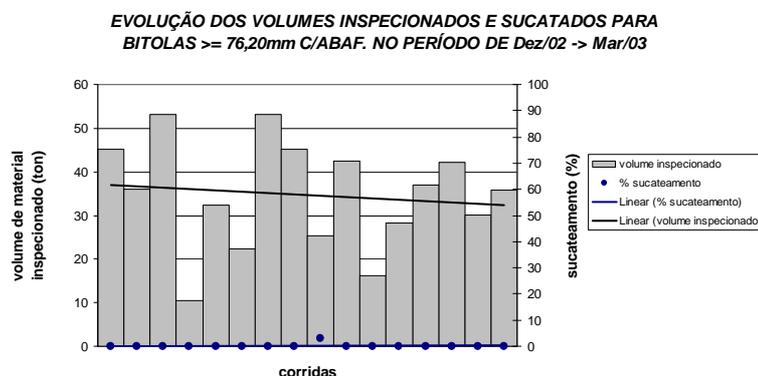


Figura 9-3 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm c/abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141.

**EVOLUÇÃO DOS VOLUMES INSPECIONADOS E SUCATADOS PARA BITOLAS >= 76,20mm S/ABAF. NO PERÍODO DE Dez/02 -> Mar/03**

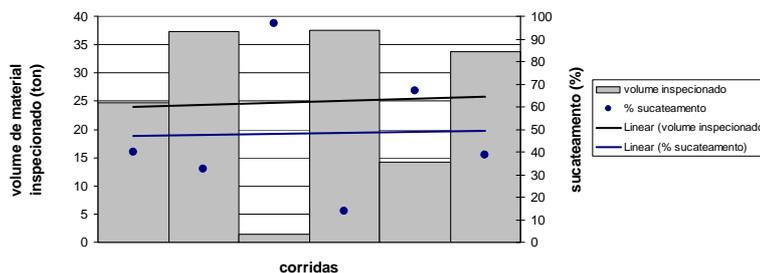


Figura 9-4 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm s/abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141.

**TEOR DE H<sub>2</sub> VERSUS % SUCATEAMENTO PARA BITOLAS >= 76,20mm NO PERÍODO DE Dez/02 -> Mar/03**

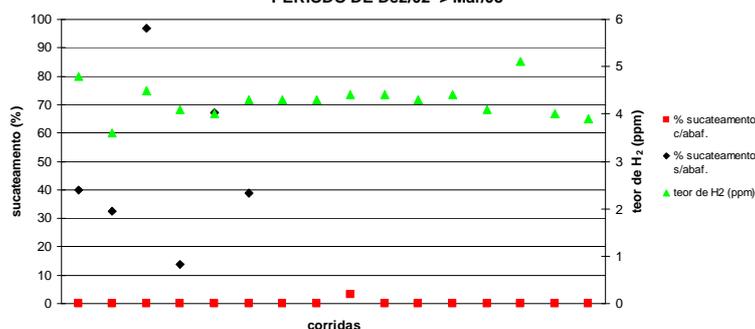


Figura 9-5 Evolução dos volumes sucateados em relação ao teor de hidrogênio medido para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm com e sem abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141.

**EVOLUÇÃO DOS VOLUMES INSPECIONADOS E SUCATADOS PARA MATERIAIS C/ e S/ABAF. NO PERÍODO DE Dez/02 -> Mar/03**

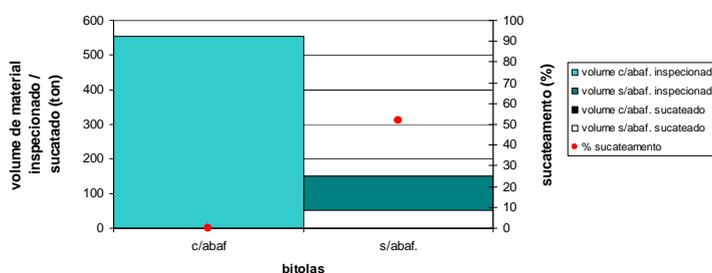


Figura 9-6 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141.

**RESULTADOS DA EVOLUÇÃO DOS VOLUMES INSPECIONADOS E SUCATADOS NAS BITOLAS QUADRADAS DE 82,55mm E 88,90mm - Mar/03**

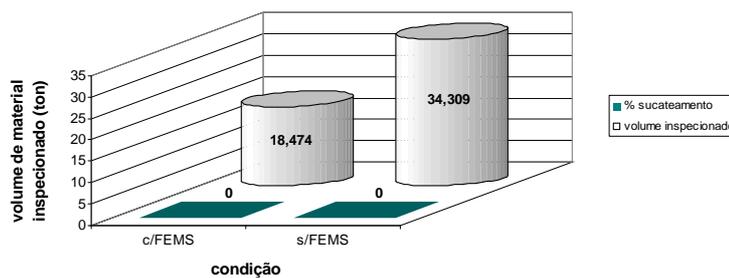


Figura 9-7 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/*FEMS* no mês de Março/03 na qualidade SAE 1141.

**EVOLUÇÃO DOS VOLUMES INSPECIONADOS E SUCATADOS NAS BITOLAS DE R76,20 a Q107,95mm - SEQÜENCIAL DE 5 CORRIDAS**

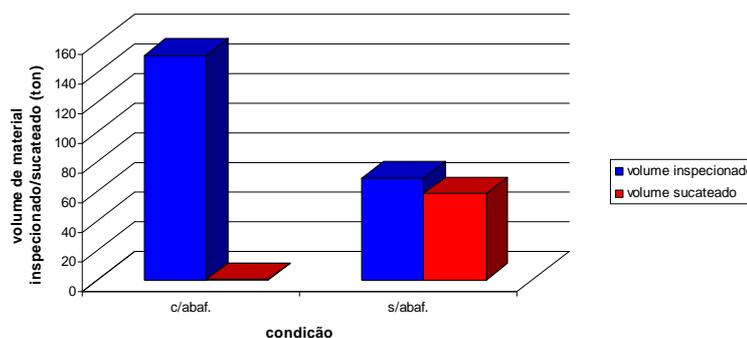


Figura 9-8 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no mês de Abril/03 na qualidade SAE 1141.

**EVOLUÇÃO DOS VOLUMES INSPECIONADOS E SUCATADOS NAS BITOLAS DE R76,20 a Q107,95mm - SEQÜENCIAL DE 5 CORRIDAS**

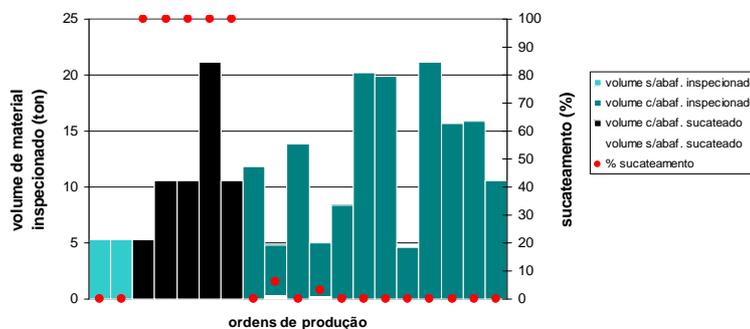


Figura 9-9 Evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais c/ e s/abafamento no mês de Abril/03 na qualidade SAE 1141.

SEM ABAFAMENTO										
Quadrado				Redondo						
Bitola	Produção	Sucata	% Sucata	Bitola	Produção	Sucata	% Sucata			
76,20	53,318	25,053	46,99	76,20	87,051	71,296	81,90			
85,73	13,196	13,196	100,00	82,55	25,612	11,652	45,49			
101,60	9,521	9,521	100,00	88,90	28,782	10,572	36,73			
107,95	82,157	43,191	52,57	95,25	42,948	32,632	75,98			
								Produção	Sucata	% Sucata
<b>TOTAL</b>	<b>158,192</b>	<b>90,961</b>	<b>57,50</b>	<b>TOTAL</b>	<b>184,393</b>	<b>126,152</b>	<b>68,41</b>	342,585	217,113	63,37

COM ABAFAMENTO										
Quadrado				Redondo						
Bitola	Produção	Sucata	% Sucata	Bitola	Produção	Sucata	% Sucata			
76,20	30,515	0	0,00	76,20	605,397	1,02	0,17			
85,73	40,716	0	0,00	82,55	118,98	0,415	0,35			
88,90	231,491	0	0,00	88,90	503,056	0	0,00			
101,60	108,601	43,168	39,75	95,25	25,666	0	0,00			
107,95	153,382	7,788	5,08	120,65	55,101	26,391	47,90			
								Produção	Sucata	% Sucata
<b>TOTAL</b>	<b>564,705</b>	<b>50,956</b>	<b>9,02</b>	<b>TOTAL</b>	<b>1308,2</b>	<b>27,826</b>	<b>2,13</b>	1872,905	78,782	4,21

			Produção	Sucata	% Sucata
<b>TOTAL</b>			2215,49	295,895	13,36

Dados:  
\* 61 corridas

Figura 9-10 Levantamento contemplando cenário composto de 61 corridas indicando a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para barras laminadas c/ e s/abafamento em bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm no período de Novembro/02 a Julho/03 da qualidade SAE 1141.

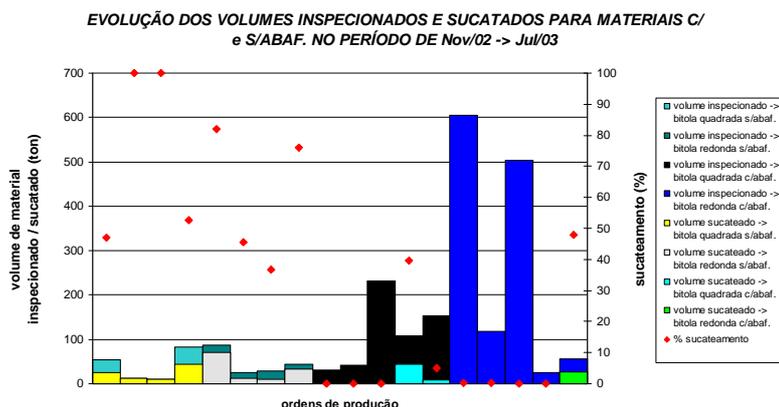


Figura 9-11 Levantamento contemplando cenário composto de 61 corridas indicando a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para barras laminadas c/ e s/abafamento em bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm no período de Novembro/02 a Julho/03 da qualidade SAE 1141.

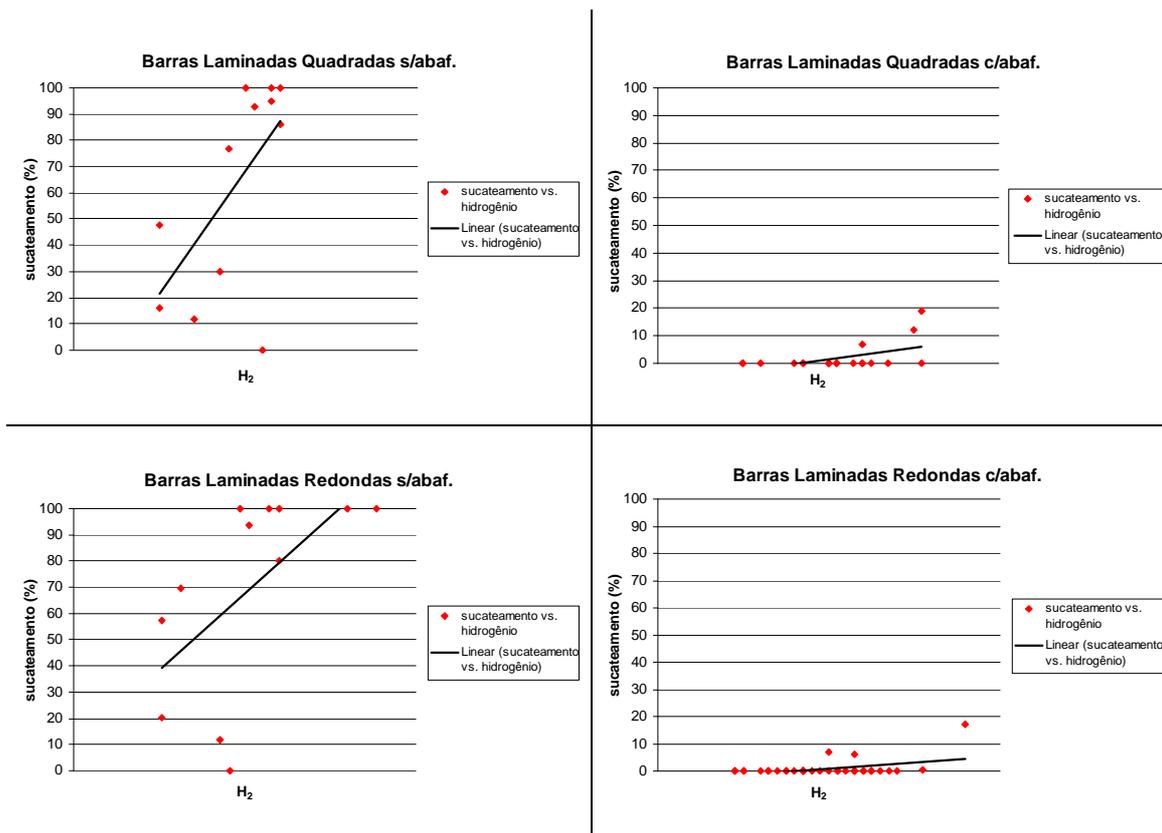


Figura 9-12 Evolução dos volumes sucateados por trincas internas centrais para a qualidade SAE 1141 em relação ao teor de hidrogênio medido para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm com e sem abafamento no período de Novembro/02 a Julho/03.

**EVOLUÇÃO DOS VOLUME INSPECIONADO E SUCATEADO NA BITOLA Q101,60mm NO PERÍODO DE Jan/02 -> Set/03**

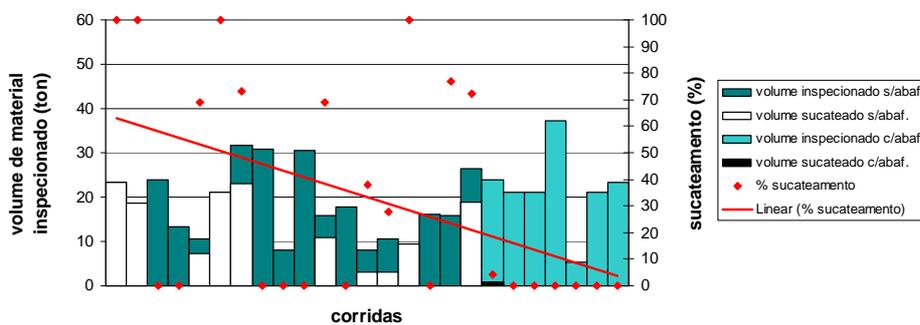


Figura 9-13 Evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento na bitola quadrada de diâmetros na faixa de 100,00 a 105,00 da qualidade SAE 1141 no período de Janeiro/02 a Setembro/03.

**EVOLUÇÃO DO VOLUME INSPECIONADO E SUCATEADO NA BITOLA Q107,95mm NO PERÍODO DE Jan/02 -> Set/03**

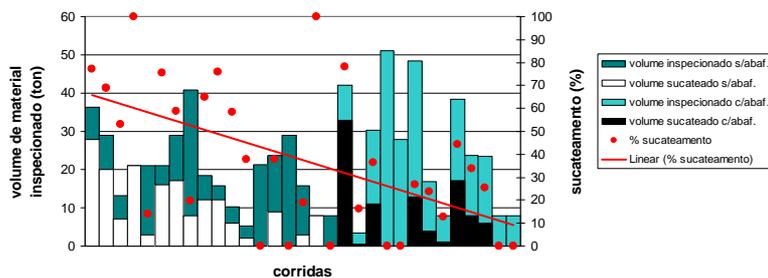


Figura 9-14 Evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento na bitola quadrada de diâmetros na faixa de 105,00 a 110,00 mm da qualidade SAE 1141 no período de Janeiro/02 a Setembro/03.

**EVOLUÇÃO DOS VOLUMES INSPECIONADOS E SUCATADOS NAS BITOLAS QUADRADO DE 101,60mm E 107,95mm NO PERÍODO DE Jan/02 -> Set/03**

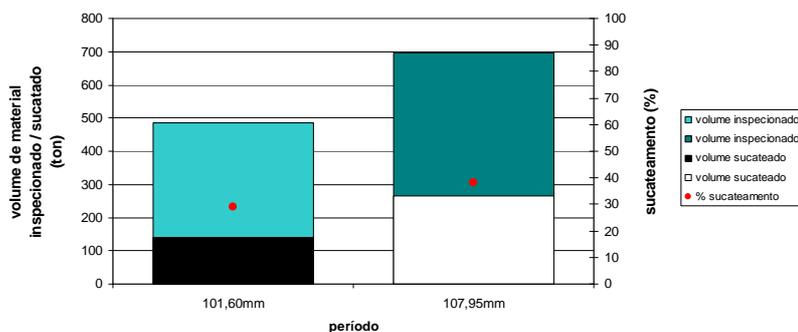


Figura 9-15 Evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento nas bitolas quadradas de diâmetros na faixa de 100,00 a 110,00 mm da qualidade SAE 1141 no período de Janeiro/02 a Setembro/03.

**META ESPECÍFICA - SAE 1141**

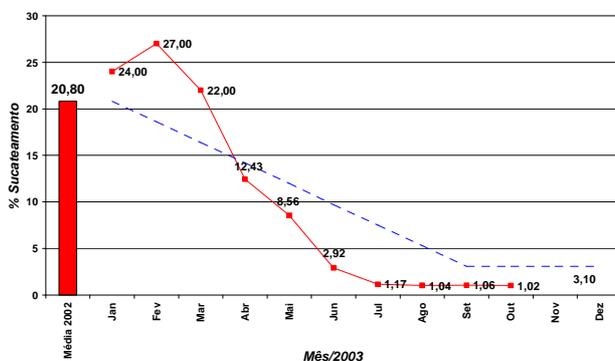


Figura 9-16 Evolução da redução do sucateamento apresentado em função do índice de controle (meta específica) do projeto.

- **Comentários Complementares:**

Através das análises gráficas apresentadas, pode-se visualizar, de várias formas, dados – alguns elaborados concomitantemente – do monitoramento do sucateamento devido a trincas internas centrais na qualidade de aço SAE 1141 ao longo do período de acompanhamento e resolução do problema. Na Figura 9-1, por exemplo, são apresentados dados relevantes à evolução histórica dos volumes inspecionados e sucateados da qualidade SAE 1141, a partir do momento em que os sucateamentos por trincas internas começaram a aparecer. Nela, pode-se perceber uma tendência de crescimento tanto dos volumes produzidos ou inspecionados, como dos volumes sucateados, porém, com uma maior evolução no sucateamento ao longo do incremento de novas corridas às já produzidas. Essa constatação embasou a tomada de decisão para o início do trabalho o qual originou esta dissertação.

A Figura 9-2 mostra a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para materiais da qualidade SAE 1141 com e sem abafamento no período de Outubro a Dezembro/02. Percebe-se através dela o pronunciado efeito do abafamento na redução do sucateamento para o período de análise abrangido.

Nas Figuras 9-3 e 9-4 pode ser visto a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm com e sem abafamento, respectivamente, para o período de Dezembro/02 a Março/03 na qualidade SAE 1141. Percebe-se facilmente através da análise que, para volumes inspecionados relativamente constantes ao longo do período analisado, o material abafado apresenta um índice de sucateamento desprezível frente ao material que não foi abafado, o qual teve um sucateamento médio da ordem de 48%.

No período das análises gráficas abordadas nas Figuras 9-3 e 9-4 – algo por volta de Dezembro/02 a Março/03 – começou-se a medir teores de hidrogênio no aço SAE 1141, a fim de avaliar a influência do mesmo na integridade do referido aço. As análises dos dados disponíveis naquela ocasião – aproximadamente 15 corridas – mostraram-se, na época, não serem conclusivas para este quesito, como se pode observar na Figura 9-5. Percebe-se, no entanto, uma considerável distinção entre o sucateamento para materiais abafados em relação à não abafados. A efetividade do abafamento, neste caso, mostra-se ainda mais pronunciada para dadas corridas, as quais tiveram como simples diferenciação entre si o abafamento, já que o teor de hidrogênio presente era necessariamente o mesmo.

A Figura 9-6 sumariza os dados apresentados nas Figuras 9-3 e 9-4.

No tocante a influência do *FEMS* no sucateamento da qualidade SAE 1141, analisando-se os dados apresentados na Figura 9-7, constatou-se, na época, que o mesmo não apresentava influência relevante sobre o material, tanto que, em ambas as condições de produção – com e sem *FEMS* – não houve sucateamento de qualquer ordem para este quesito. Cabe-se ressaltar que o material procedente das duas condições de produção foi abafado após a laminação.

Analisando-se um seqüencial de 5 corridas produzidas no mês de Abril/03, detecta-se, novamente, no gráfico apresentado na Figura 9-8, a forte influência do abafamento na redução do sucateamento. As barras que foram submetidas ao processo apresentaram índices de sucateamento desprezíveis, enquanto os materiais não abafados tiveram um desempenho frente ao mesmo índice da ordem de 85%.

Os dados demonstrados na figura anteriormente apresentados podem ser observados, de forma estratificada, na Figura 9-9.

Na Figura 9-10, pode-se observar um levantamento bastante complexo o qual contempla um cenário composto de 61 corridas, indicando a evolução dos volumes inspecionados e sucateados para barras laminadas com e sem abafamento para bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm, no período de Novembro/02 a Julho/03 na qualidade SAE 1141. Vale a pena ressaltar sob esse aspecto que, nas ordens de produção sem abafamento, tem-se problemas em todas as bitolas, independentemente de ser de secção quadrada ou redonda. Para as ordens de produção sem abafamento em bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm, tem-se sucateamento por trinca interna da ordem de 63% (217 toneladas de sucata em 342 toneladas produzidas, aproximadamente). Nas ordens de produção com abafamento, o índice de sucateamento baixou para 4%.

A Figura 9-11 mostra de forma gráfica os dados apresentados na Figura 9-10.

Considerando somente as bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm, pode-se perceber, na Figura 9-12, uma correlação direta entre hidrogênio e sucateamento, pelo menos para os níveis de hidrogênio avaliados. Percebe-se, ainda, o efeito benéfico do abafamento para a integridade interna da qualidade SAE 1141, o qual se mostra bastante evidenciado para barras abafadas em relação às não abafadas (aproximadamente 50% de sucata para barras quadradas e 65% para barras redondas, quando estas não são abafadas).

As Figuras 9-13, 9-14 e 9-15 apresentam, respectivamente, a evolução do volume inspecionado e sucateado para materiais com e sem abafamento nas bitolas quadradas de diâmetros na faixa de 100,00 a 110,00 mm da qualidade SAE 1141 de forma isolada, ou seja, para cada bitola individualmente, levando-se em conta ainda os volumes abafados e não, e de forma global, levando-se em conta apenas o volume inspecionado e o volume sucateado para o período de Janeiro/02 a Setembro/03. Tanto na Figura 9-13, como na 9-14, pode-se visualizar que os volumes inspecionados mantiveram-se constantes ao longo do período analisado. Quanto ao sucateamento, porém, deve-se destacar o fato de que o mesmo teve um forte decréscimo para a bitola quadrada de diâmetros na faixa de 100,00 a 105,00 mm – ficando em patamares médios de 0,5%, principalmente em função da posta em marcha do abafamento, decréscimo este que se mostrou quase igualmente pronunciado para a bitola de diâmetros na faixa de 105,00 a 110,00 mm, mas com índices de sucateamento médio da ordem de 23% para materiais na condição abafados\*.

Por fim, na Figura 9-16, é apresentado, de maneira bastante elucidativa, o índice de controle – meta específica – do projeto de redução do sucateamento por trincas internas centrais. Este índice é baseado na evolução da redução do sucateamento em função do avanço do projeto (medido em meses). Através do mesmo, corroboram-se as medidas tomadas para a busca da redução do sucateamento, bem como pode-se comprovar ainda a redução do sucateamento da ordem de aproximadamente 95%.

---

\* Posteriormente a finalização deste trabalho, o sucateamento para esta bitola foi reduzido praticamente à zero através da inserção de uma operação de recozimento para difusão de hidrogênio nos tarugos, preterindo assim o abafamento aplicado às barras que, para esta bitola, era insuficiente para reduzir o hidrogênio a patamares aceitáveis, os quais garantissem a integridade do material no tocante à geração das trincas.

**ANEXO B**

Neste *ANEXO*, são apresentadas algumas das análises rotineiras efetuadas em barras laminadas da qualidade SAE 1141 na Gerdau Aços Especiais Piratini. Para as diferentes bitolas maiores ou iguais a 75,00 mm analisadas, são realizadas caracterizações do tipo macro e microestrutural – através de imagens ao MEV, segregação química, perfis de dureza, entre outros.

- **Barra laminada quadrada s/abafamento – bitolas entre 105,00 e 110,00 mm:**

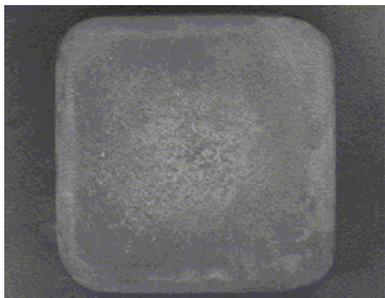


Figura 9-17 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.

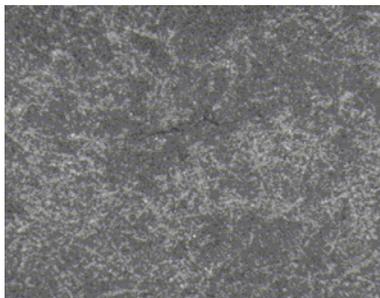


Figura 9-18 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-17.

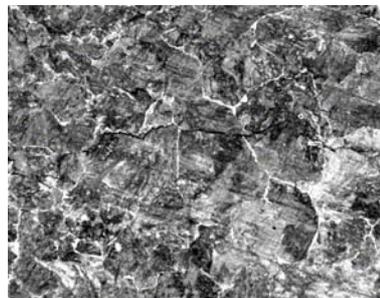


Figura 9-19 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca.

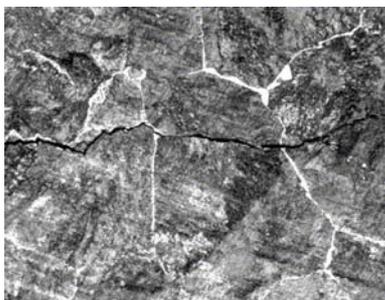


Figura 9-20 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca.

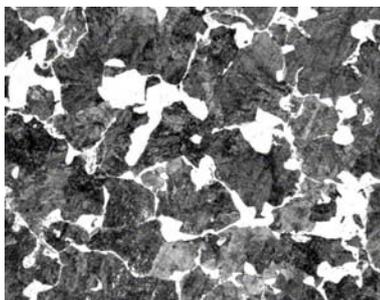


Figura 9-21 Microestrutura da região periférica à trinca.

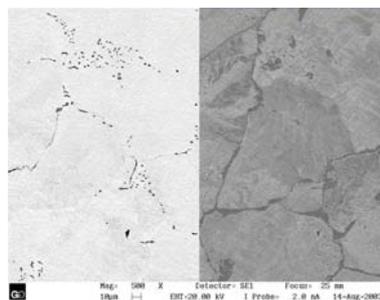


Figura 9-22 Microestrutura observada ao MEV – dois detectores.

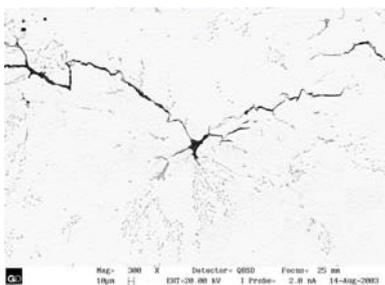


Figura 9-23 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.

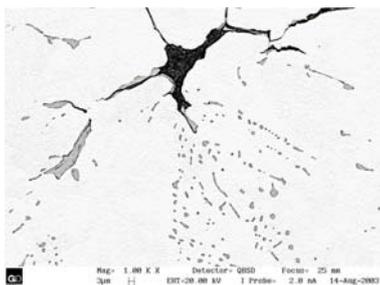


Figura 9-24 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-23.

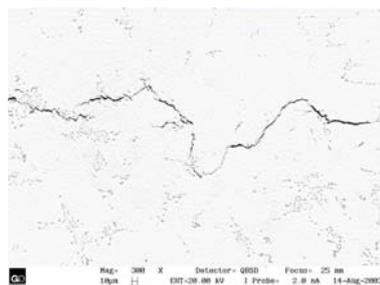


Figura 9-25 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.

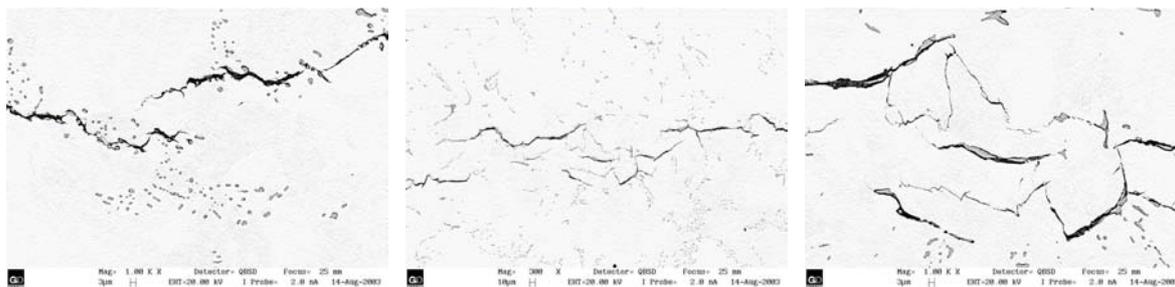


Figura 9-26 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-25.

Figura 9-27 Micrografia da região do núcleo de uma amostra contendo trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.

Figura 9-28 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-27.

- **Barra laminada redonda s/abafamento – bitolas entre 85,00 e 90,00 mm:**

Tabela 9-1 Segregação química para BLR STT 85,00 – 90 mm.

elementos	C	Mn	P	S	Cr
núcleo	0,55	1,54	0,022	0,106	0,23
½ raio	0,54	1,52	0,021	0,101	0,23
segregação	2%	1,3%	4,8%	5%	0%

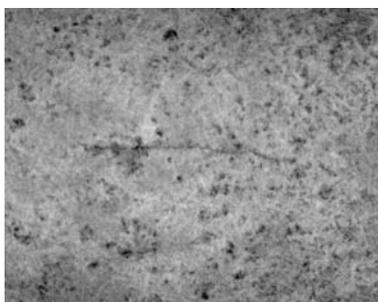


Figura 9-29 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.

Figura 9-30 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-29.

Figura 9-31 Imagem de amostra contendo trinca submetida ao ensaio de fratura ao azul.

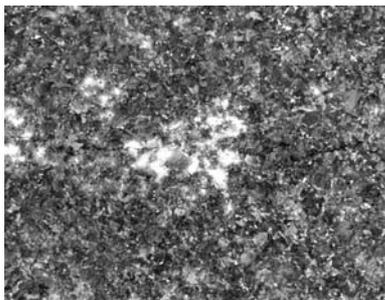


Figura 9-32 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea - perlita + bainita.

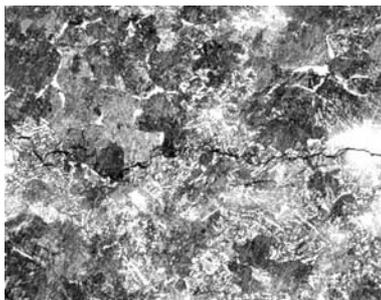


Figura 9-33 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea.

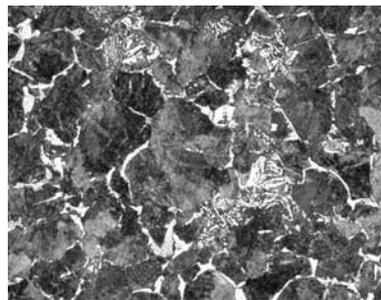


Figura 9-34 Microestrutura da região periférica à trinca com estrutura heterogênea - perlita + bainita + Fe-α.

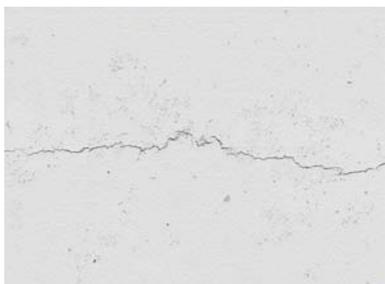


Figura 9-35 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS - MEV.

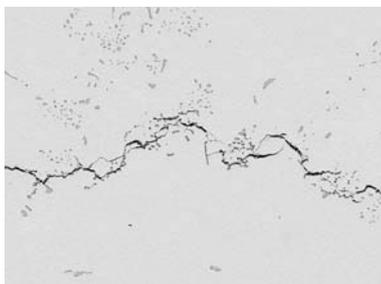


Figura 9-36 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-35.



Figura 9-37 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS - MEV.



Figura 9-38 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS - MEV.



Figura 9-39 Distribuição das microinclusões de MnS na região do meio-raio - MEV.

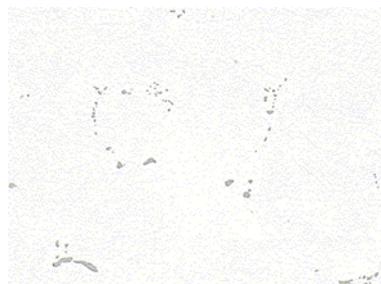


Figura 9-40 Ampliação da distribuição das microinclusões observada na micrografia da Figura 9-39.

• **Barra laminada quadrada s/abafamento – bitolas entre 85,00 e 90,00 mm:**

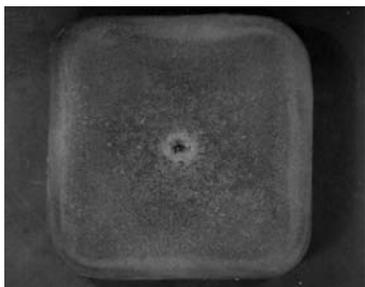


Figura 9-41 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.

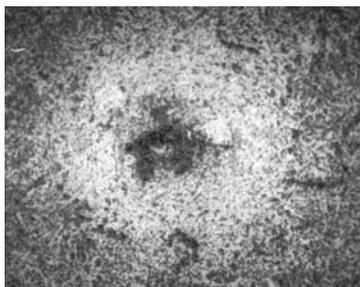


Figura 9-42 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-41.



Figura 9-43 Imagem de amostra submetida ao ensaio de fratura ao azul.

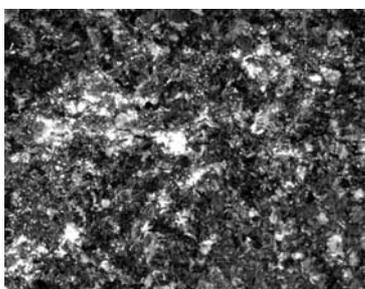


Figura 9-44 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea – perlita + bainita + martensita.

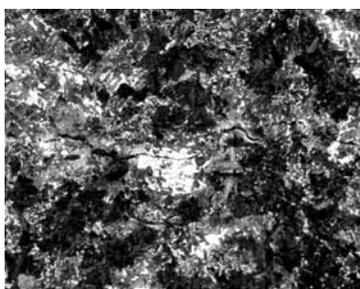


Figura 9-45 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea.

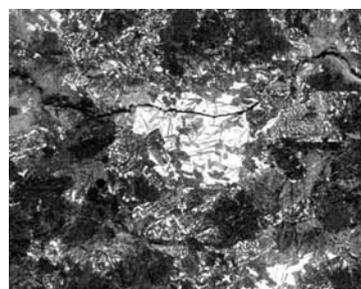


Figura 9-46 Micrografia da região da trinca com estrutura heterogênea.

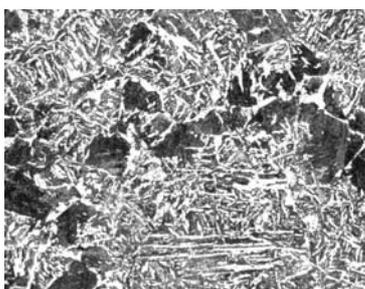


Figura 9-47 Micrografia da região "clara" da Figura 9-46 apresentando estrutura heterogênea composta de perlita + bainita.

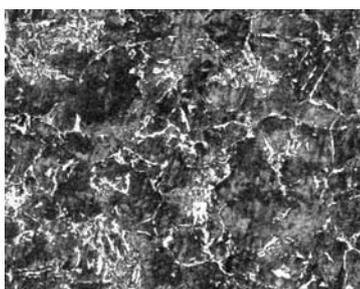


Figura 9-48 Micrografia da região do maior raio apresentando estrutura perlítico-bainítica.

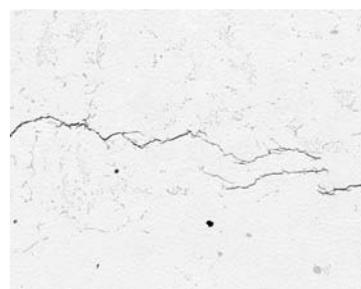


Figura 9-49 Micrografia da região da trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.

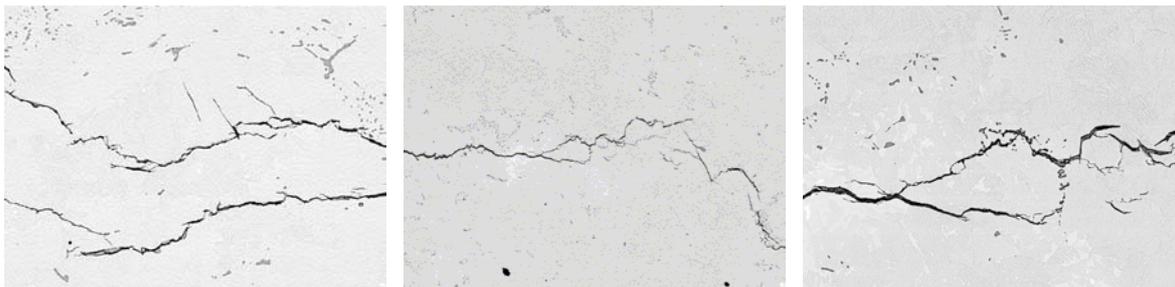


Figura 9-50 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-49.

Figura 9-51 Micrografia da região da trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.

Figura 9-52 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-51.

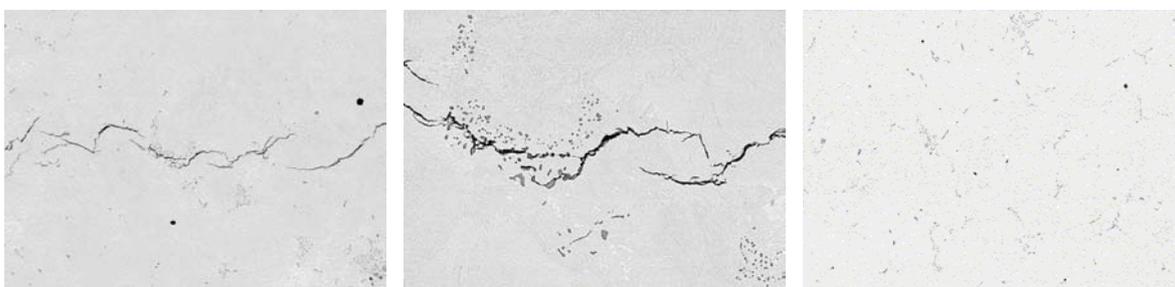


Figura 9-53 Micrografia da região da trinca observada ao MEV com grande quantidade de MnS.

Figura 9-54 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-53.

Figura 9-55 Distribuição das microinclusões de MnS na região do meio-raio – MEV.

- **Barra laminada redonda s/abafamento – bitolas entre 75,00 e 80,00 mm:**

Tabela 9-2 Segregação química para BLR STT 75,00 – 80 mm.

elementos	C	Mn	P	S	Cr
núcleo	0,46	1,61	0,027	0,103	0,21
½ raio	0,44	1,56	0,025	0,089	0,20
segregação	5%	3,2%	8%	16%	5%

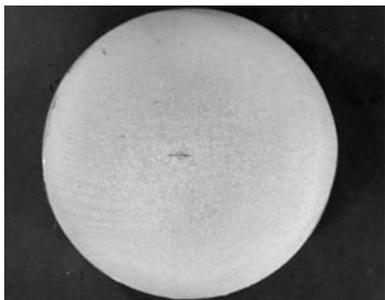


Figura 9-56 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.



Figura 9-57 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-56.

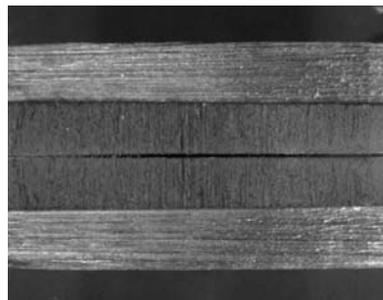


Figura 9-58 Imagem de amostra contendo trinca submetida ao ensaio de fratura ao azul.

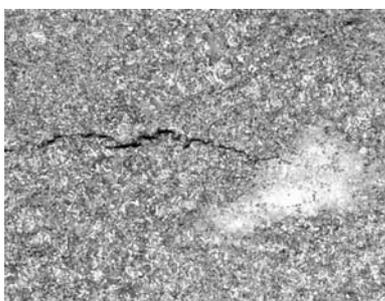


Figura 9-59 Micrografia da região da trinca com estrutura bainítica.



Figura 9-60 Micrografia da região da trinca com estrutura bainítica.

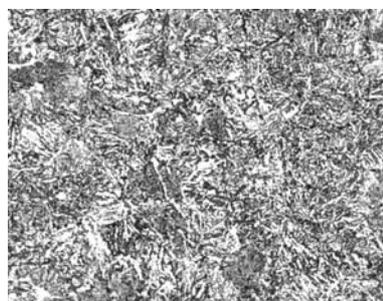


Figura 9-61 Micrografia da região da trinca com estrutura bainítica.



Figura 9-62 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV.

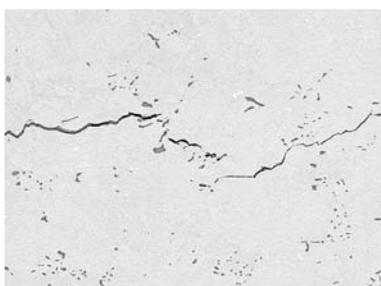


Figura 9-63 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-62.

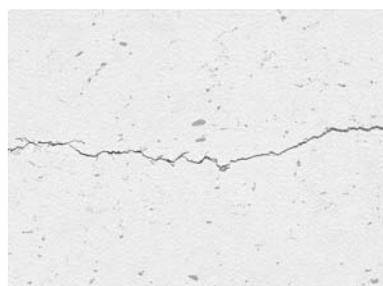


Figura 9-64 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV.



Figura 9-65 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-64.

Figura 9-66 Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-64.

Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV.

Figura 9-67

Ampliação da trinca observada na micrografia da Figura 9-66.

- **Barra laminada redonda s/abafamento – bitolas entre 75,00 e 80,00 mm:**

Tabela 9-3 Segregação química para BLR STT 75,00 – 80 mm.

elementos	C	Mn	P	S	Cr
núcleo	0,48	1,70	0,039	0,163	0,18
½ raio	0,43	1,63	0,027	0,108	0,17
segregação	12%	4,3%	44,4%	51%	5,9%



Figura 9-68 Macrografia da região de uma amostra contendo trinca.

Figura 9-69 Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-68.

Ampliação da trinca observada na macrografia da Figura 9-68.

Figura 9-70

Micrografia da região da trinca.

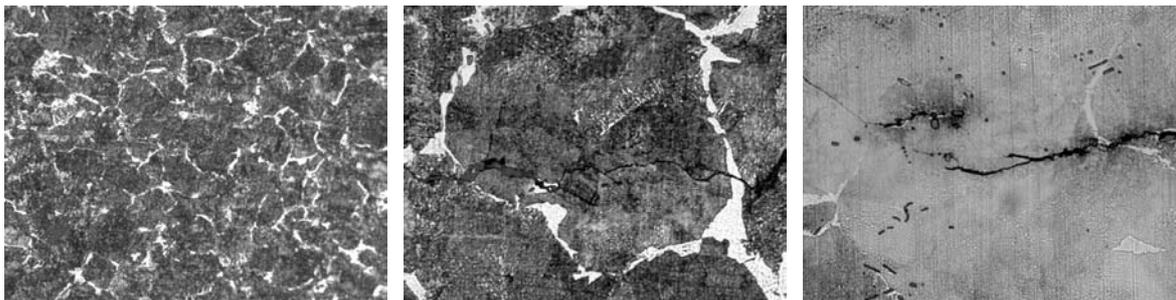


Figura 9-71 Micrografia da região da trinca com estrutura ferrítico-perlítica.

Figura 9-72 Micrografia da região da trinca.

Figura 9-73 Micrografia da região da trinca.

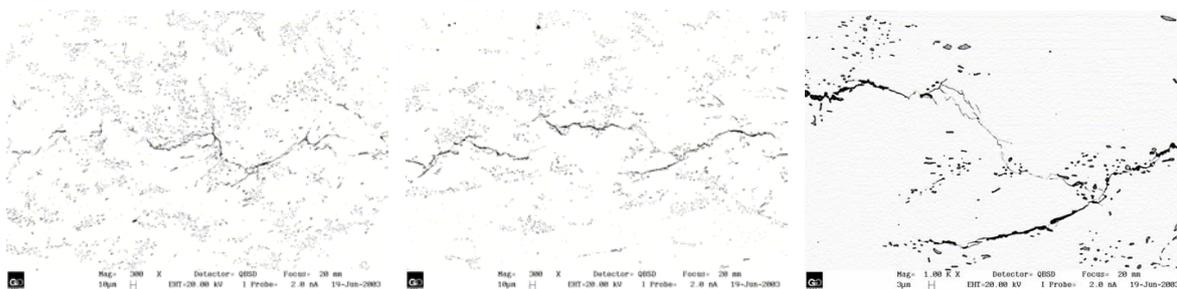


Figura 9-74 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV.

Figura 9-75 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV.

Figura 9-76 Micrografia de uma amostra contendo trinca com grande quantidade de MnS – MEV.

- **Barra laminada redonda abafada – bitolas entre 85,00 e 90,00 mm:**

Tabela 9-4 Dureza e estrutura para BLR ABAFADA 85,00 – 90 mm.

posição da medição	dureza (HB)	estrutura
núcleo	211	perlita + Fe- $\alpha$ – alinhadas
½ raio	207	perlita + Fe- $\alpha$ – alinhadas
superfície	198	perlita + Fe- $\alpha$

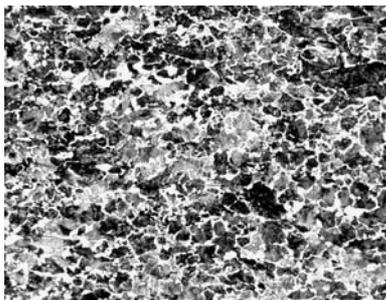


Figura 9-77 Estrutura longitudinal na região da superfície.



Figura 9-78 Estrutura longitudinal na região do meio-raio.

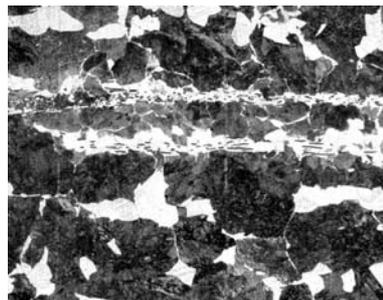


Figura 9-79 Estrutura longitudinal na região do núcleo.

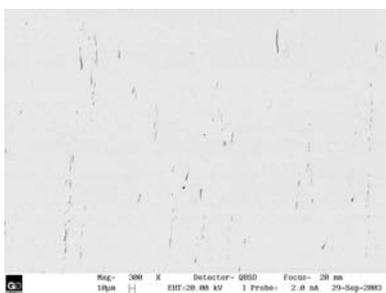


Figura 9-80 Microinclusões de MnS na região da superfície.

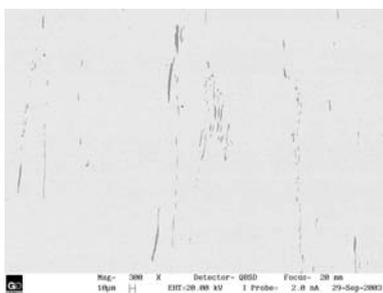


Figura 9-81 Microinclusões de MnS na região do meio-raio.

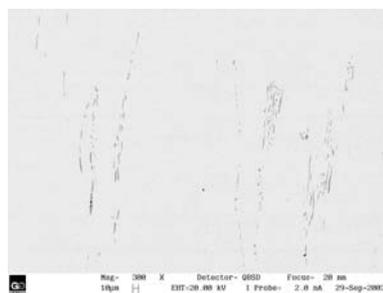


Figura 9-82 Microinclusões de MnS na região do núcleo.

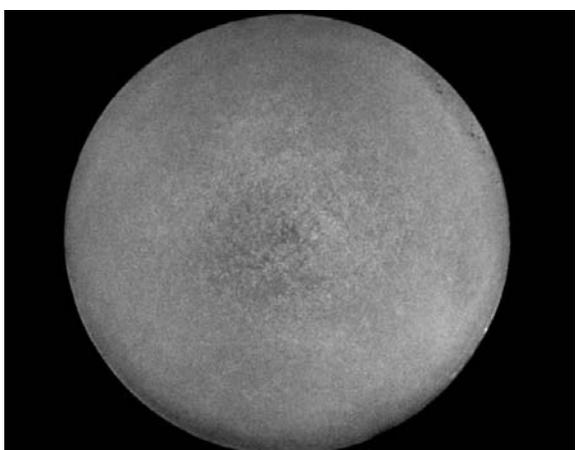


Figura 9-83 Macrografia transversal.

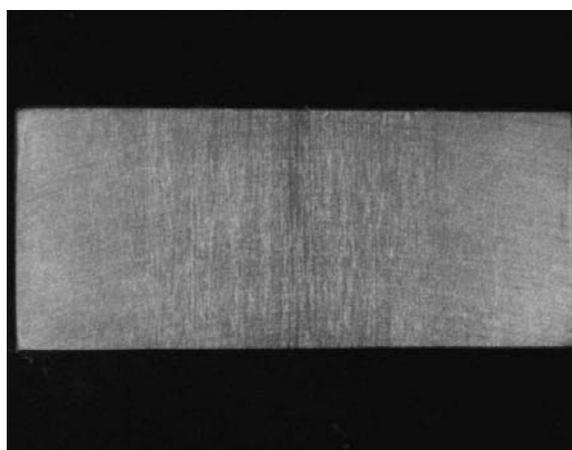


Figura 9-84 Macrografia longitudinal.

- **Barra laminada redonda abafada – bitolas entre 80,00 e 85,00 mm:**

Tabela 9-5 Dureza e estrutura para BLR ABAFADA 80,00 – 90 mm.

posição da medição	dureza (HB)	estrutura
núcleo	215	perlita + Fe- $\alpha$ – alinhadas
$\frac{1}{2}$ raio	207	perlita + Fe- $\alpha$ – alinhadas
superfície	207	perlita + Fe- $\alpha$

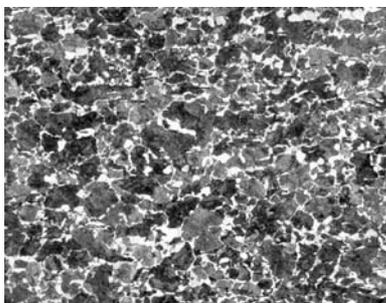


Figura 9-85 Estrutura longitudinal na região da superfície.

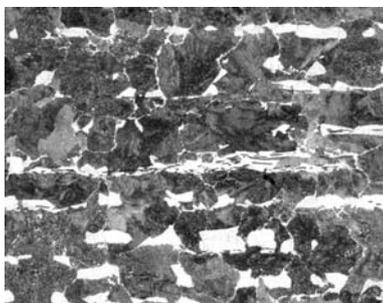


Figura 9-86 Estrutura longitudinal na região do meio-raio.

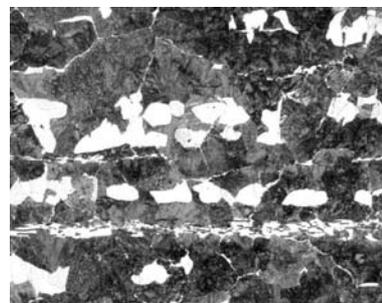


Figura 9-87 Estrutura longitudinal na região do núcleo.

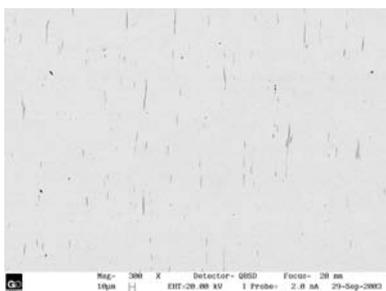


Figura 9-88 Microinclusões de MnS na região da superfície.

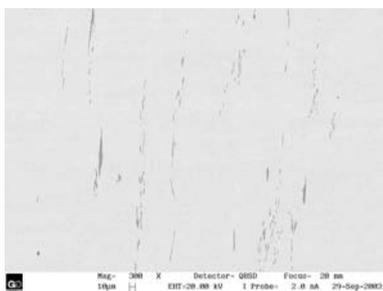


Figura 9-89 Microinclusões de MnS na região do meio-raio.

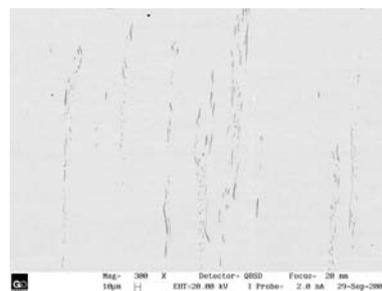


Figura 9-90 Microinclusões de MnS na região do núcleo.

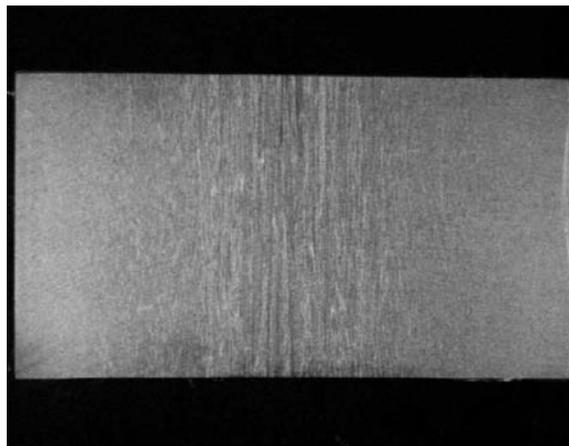
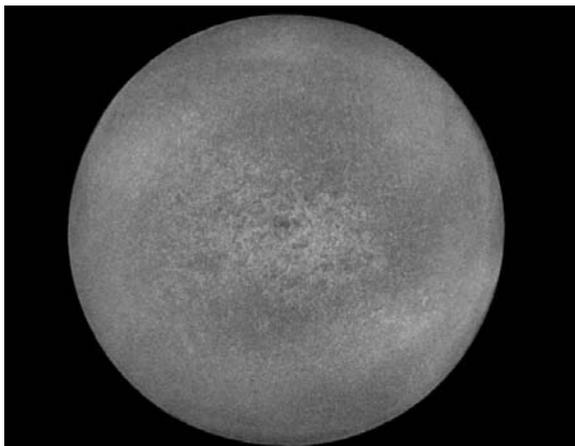


Figura 9-91 Macrografia transversal.

Figura 9-92 Macrografia longitudinal.

- **Comentários Complementares:**

Num âmbito mais geral, pode-se observar preliminarmente, que no universo das amostras expostos neste *ANEXO*, existem algumas com forte conteúdo de segregação de C e Mn presentes (2, 5 e 12%; e 1,3, 3,2 e 4,3%, respectivamente), além de conteúdos de P e S – nas quais este critério foi avaliado (vide Tabelas 9-1, 9-2 e 9-3). Esse fato robustece a possibilidade de termos no núcleo do material uma zona que, além de ter uma temperabilidade diferenciada do restante do material – maior, será mais propensa a fragilização a trincas. Percebe-se também nas análises que, para o critério dureza (vide Tabelas 9-4 e 9-5), as amostras corroboram a presença de segregação central, apresentando durezas mais pronunciadas no núcleo do que na superfície, bem como a presença de estruturas alinhadas, como as demonstradas nas Figuras 9-77 a 9-79 e 9-85 a 9-87, as quais são estruturas tradicionalmente provenientes de material com presença de segregação no núcleo. Além disso, também as estruturas de caráter bainítico-martensíticas (vide Figuras 9-32, 9-34, 9-44, 9-47, 9-48 e 9-59 a 9-61, por exemplo) encontradas no núcleo de algumas amostras colaboram para comprovar a presença de segregação.

Outro fator potencializador das trincas internas centrais que pode ser facilmente observado nas amostras apresentadas neste *ANEXO* são as redes ou cadeias de MnS. Devido a essa qualidade de aço conter adição de S em sua composição química, a presença dos MnS é um fator preponderante para a obtenção de certas propriedades almejadas na mesma, tal como boa usinabilidade. Em várias figuras, mais precisamente em todas as imagens das amostras avaliadas ao MEV, tais como 9-23 a 9-28, 9-74 a 9-76, por exemplo,

podem-se visualizar as redes de MnS. Em grande parte das figuras, existe uma associação direta entre as cadeias e as trincas, apresentando as trincas um comportamento de se propagarem ao longo das redes anteriormente citadas, as quais representam regiões com menor resistência.

**ANEXO C**

No *ANEXO C*, encontram-se sintetizados detalhes relevantes à técnica de deposição de prata para determinação de hidrogênio em aços.

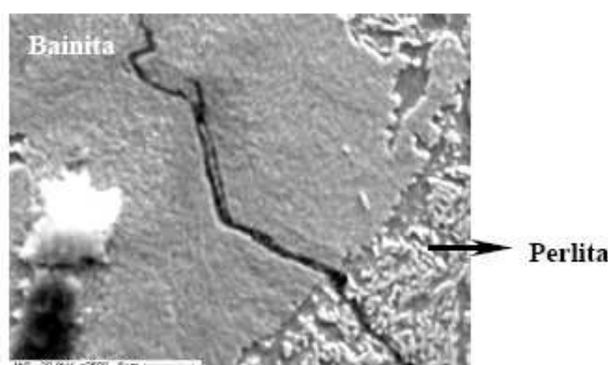


Figura 4. Propagación transgranular de la grieta por hidrógeno.  
*Figure 4. Transgranular propagation of the crack caused by hydrogen.*

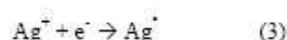
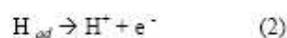
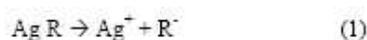
Es importante mencionar que cuando se manifiestan grietas en barras laminadas u otro tipo de productos, la información obtenida por el estudio fractográfico permite establecer con considerable certeza causas de fragilidad del material por contenido de hidrógeno.

#### 5. TÉCNICA DE DECORACIÓN CON PLATA

En los casos que no es posible realizar un estudio fractográfico, resulta necesario comprobar la presencia de dicho elemento en el material, su distribución en el producto y los modos de atrape del mismo orientados a predecir comportamientos mecánicos, diseñar tratamientos térmicos y otras acciones correctivas para minimizar el contenido del hidrógeno en el material.

A tal fin, se desarrolla una técnica donde mediante el empleo de un reactivo químico preparado en base a una sal de plata se logra revelar el hidrógeno en el material. Dicha técnica se aplica sobre una muestra previamente preparada para la observación metalográfica. La práctica se hace por inmersión y lavado con agua destilada.

La sal de plata en solución y en presencia de hidrógeno produce por reducción de los iones  $Ag^+$ , cristales de  $Ag$  metálica indicando el sitio donde se halla atrapado el hidrógeno.



Donde  $H_{ad}$  es el hidrógeno adsorbido en la superficie. Próximo a la superficie existe un equilibrio localizado entre protones en el metal y el hidrógeno atómico adsorbido. Por esta razón puede ser factible el intercambio de electrones para que ocurra la reacción de reducción.

La técnica de decoración, permite identificar el hidrógeno presente en bordes de grano, en interfases, en bordes de macla, asociado a inclusiones y precipitados, sitios de la red con alta deformación plástica, defectos tales como vacancias o diferentes arreglos de dislocaciones.

Para comprobar la eficiencia de la técnica se trabajó sobre muestras sometidas a una alta concentración de hidrógeno para fomentar la permeación del mismo.

En este caso las muestras se cargaron de hidrógeno introduciéndolas en una solución de  $SO_4H_2$  0,1 N, manteniendo una corriente entre 10 y 100  $mA/cm^2$  durante 16 minutos. La temperatura del sistema se mantuvo en 20 °C. Luego

las se introdujeron en la solución de la sal de Ag, se lavaron intensamente con agua y se observaron mediante microscopio electrónico. Figura 5

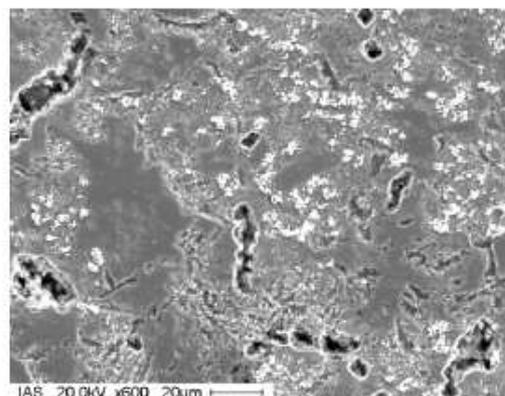
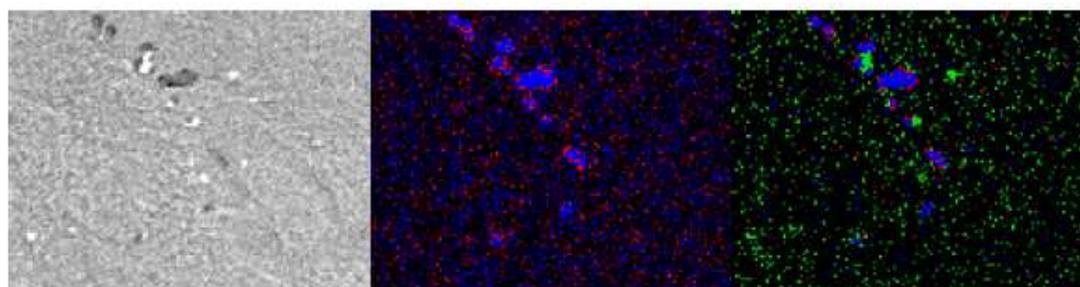


Figura 5. Aspecto de una muestra pulida, luego de la permeación con hidrógeno con ( $\text{SO}_4\text{H}_2$  0,1 N) y revelado mediante la técnica de decoración con plata. Las partículas blancas corresponden a cristales de plata ubicados en sitios donde hay presencia de hidrógeno.

Figure 5. Sample after exposing to hydrogen (0,1 N  $\text{SO}_4\text{H}_2$ ) and revealed by the technique of decoration with Ag. The white parts correspond to Ag crystals precipitated in the areas with presence of hydrogen.

Se aplicó la misma técnica sobre muestras correspondientes a barras cuyas coladas presentaban contenidos de hidrógeno de aproximadamente 4 ppm. En la figura 6, se pueden observar imágenes que revelan la presencia de hidrógeno ligado a sulfuros, además los mapeos permiten determinar la distribución de los elementos S, Mn y partículas de Ag presentes.



(a) Partículas de Ag ligadas a MnS

(b) S (rojo), Mn (azul)

© S (rojo), Mn (azul) y Ag (verde)

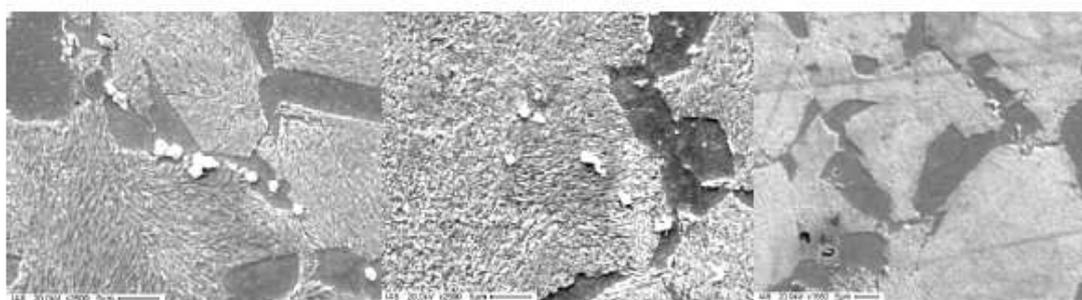
Figura 6. Identificación de hidrógeno asociado a MnS mediante la técnica de decoración con Ag.  
Figure 6. Identification of hydrogen associated to MnS by means of the technique of decoration with Ag.

Otra información de importancia que se puede obtener es la identificación de las fases que atrapan el hidrógeno en el material, cuando se halla presente en interfases y la distribución en diferentes zonas del producto. Esta última posibilidad es de importancia cuando se trata de productos como palanquillas, barras, tochos o piezas donde se

puede predecir la tendencia a la formación de grietas localizadas por hidrógeno o interpretar las causas del agrietamiento.

A tal fin se prepararon muestras tomadas en el centro, medio radio de la barra y próximo al borde de la misma donde se pudo comprobar que la mayor proporción de hidrógeno se hallaba en el medio radio.

Además, se notó que si bien todos los microconstituyentes captan hidrógeno, la ferrita poseía en mayor proporción que la perlita. En la figura 7, se presentan las imágenes correspondientes a medio radio y borde de una barra donde se nota la diferencia en la proporción de dicho elemento y además se revela la asociación a los distintos microconstituyentes o interfases.



(a) Hidrógeno en ferrita (medio radio) (b) Hidrógeno en perlita (medio radio) (c) Hidrógeno en la interfase (borde)

Figura 7. Identificación de hidrógeno en fases ferrita, perlita e interfase ferrita - perlita.  
 Figure 7. Hydrogen identification in phases ferrite, pearlite and interface ferrite - pearlite.

## 6. ANÁLISIS DE RESULTADOS

El hidrógeno puede tener consecuencias importantes en la elaboración del acero y en su utilización, sin embargo en la mayor parte de los casos no es medido. Dentro de las precauciones que se toman para evitar la absorción por el acero líquido se pueden mencionar: el presecado de ferroaleaciones, evitar adiciones húmedas de cales, secado adecuado de los revestimientos de cucharas y repartidores entre otras. Las empresas que deben producir aceros con rangos de contenidos de hidrógeno acotado recurren a la desgasificación en vacío.

No obstante, en ciertos casos el problema del hidrógeno se manifiesta a través de la aparición de grietas luego de un tiempo de almacenamiento de los productos (barras o palanquillas), al ser procesado para obtener productos finales o cuando debido a la mayor fragilidad provocada en la estructura de una pieza esta falla prematuramente. Por esta razón, representa un aporte relevante la posibilidad de la identificación del mismo en la microestructura.

A partir de los resultados obtenidos se puede comprobar que las características de las fracturas a causa de la presencia de hidrógeno tienen aspectos singulares que permiten orientar, a través de la observación, un diagnóstico.

El avance por pasos se puede justificar debido a que la fluencia plástica puede ser inhibida por los estados triaxiales de tensiones. La interacción del hidrógeno disuelto en la red suele promover en ciertos casos la deformación plástica permitiendo el avance de la grieta y en otros se interpone al desplazamiento de las dislocaciones disminuyendo dicho tipo de deformación.

El proceso de propagación de fisuras ocurre por coalescencia de microcavidades, clivaje o propagación intergranular. En todos los casos existe deformación plástica localizada, si bien en la grieta puede haber ausencia de plasticidad, en la zona subsuperficial pueden generarse puntos de concentración de tensiones y deformación plástica [2, 3], figura 8. La deformación plástica está dada por deslizamientos de planos y resulta evidente además la actividad de las dislocaciones, dado que en la cabeza de la grieta éstas se nuclean y emiten. Incluso se pueden desplazar a muy bajos niveles de tensiones.