

CESAR ROBERTO DE FARIAS AZEVEDO
Eng. Metalurgista, EPUSP, 1986

**EFEITO DO TAMANHO DO GRÃO AUSTENÍTICO
NA CINÉTICA E NA MORFOLOGIA
DO PRODUTO DA REAÇÃO BAINÍTICA
DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para obtenção
do título de "Mestre em Engenharia".

Orientador: Prof. Dr. A.P. Tschiptschin

AGRADECIMENTOS

- ao Prof. André Paulo Tschiptschin, pela orientação.
- à Luciana Casciny, pela eficiência e entusiasmo.
- ao Dr. Eduardo C. O. Pinto, pelo convite inicial.
- ao Prof. Hélio Goldenstein, pela atenção.
- à BRASIMET Comércio e Indústria S.A., pela cessão do Laboratório de Saís para realização dos tratamentos térmicos.
- à equipe técnica do AFCM-IPT, em especial ao Dr. Cláudio Luiz Mariotto, aos pesquisadores Ricardo Fuoco e Eduardo Albertin e à Marisa Crude, pelo apoio necessário.
- ao colega Mário Boccalini Jr., pelos comentários.
- ao Prof. Ivan G. S. Falleiros, por parte da formação acadêmica.
- ao amigo Fernando J. G. Landgraf, pelo apoio.
- ao IPT, pelo suporte institucional.

"EFEITO DO TAMAÑO DE GRÃO AUSTENÍTICO NA CINÉTICA E NA MORFOLOGIA DO PRODUTO DA REAÇÃO BAINÍTICA DE UM FERRO FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO"

EPUSP 1991-Departamento de Metalurgia e Ciéncia dos Materiais

Cesar Roberto de Farias Azevedo

orientação

Prof. André P. Tschiptschin

INDICE

Página

1. Introdução.....	01
1. Considerações Gerais.....	01
2. Propriedades e Aplicações dos FFNA.....	02
3. Aspectos do Processamento dos FFNA.....	06
1. Efeito da seção do fundido sobre a segregação dos FFN..	07
2. Temperabilidade dos FFNA.....	11
3. Austenitização.....	15
4. Austempera.....	20
4. Reação Bainítica.....	26
1. Efeito do tamanho de grão austenítico sobre a cinética da reação bainítica.....	27
2. Efeito do tamanho de grão austenítico sobre a morfologia da ferrita.....	29
5. Objetivos.....	34
2. Procedimento Experimental.....	34
1. Obtenção dos corpos-de-prova.....	35
2. Fornos de tratamento térmico.....	35
3. Tratamentos térmicos.....	37
4. Análise metalográfica.....	39
5. Ensaios mecânicos.....	41
3. Resultados.....	42
4. Discussão.....	54
1. Aspectos cinéticos.....	54
2. Aspectos morfológicos.....	63
5. Conclusões.....	68
6. Bibliografia.....	69
7. Resumo e abstract.....	75
8. Lista de tabelas e figuras.....	77
9. Apêndice - artigo a ser publicado.....	81

1 - INTRODUÇÃO

"...a ciéncia fica a reboque do processo económico, respondendo a objetivos que visam atender resultados de maximizaçäo de lucros privados."

Buarque, Cristovam. " A desordem do Progresso " Rio de Janeiro, 1990, Ed.Paz e Terra S/A.

1.1 Considerações Gerais

O estudo dos ferros fundidos nodulares austemperados (FFNA) iniciou-se no IPT em 1988, visando a substituição dos aços fundidos e forjados na fabricação de rodas ferroviárias. A situação financeira da indústria ferroviária brasileira alterou o curso inicial do projeto e permitiu abordar aspectos relativos à otimização microestrutural da matriz destes materiais.

Em 1989 o Agrupamento de Fundição e Conformação de Metais do IPT levantou a hipótese do refino do grão austenítico dos ferros fundidos nodulares (FFN) como meio de melhoria das propriedades mecânicas dos FFNA (lei de Hall-Petch). Esforços foram então concentrados para a obtenção do refino, fato ocorrido em 1990 e até então inédito para ferros fundidos.

Esta dissertação estuda o efeito do tamanho do grão austenítico sobre a morfologia do produto e a cinética da reação bainítica em FFNA. Ensaios de tração serão utilizados para tentar ilustrar a aplicabilidade tecnológica do refino do grão austenítico dos FFN como meio de otimizar as propriedades mecânicas dos FFNA.

1.2 Propriedades e Aplicações dos FFNA

O interesse comercial nesta classe de materiais foi aguçado quando a General Motors anunciou, em dezembro de 1976, que uma classe de FFNA tinha sido escolhida para substituir um aço forjado cementado na fabricação das engrenagens hiperboidal traseira e de coroa dos carros Pontiac (1). Quase que simultaneamente, em 1974, Johansson (2) anunciou o desenvolvimento de uma classe de ferros fundidos nodulares bainíticos, logo patenteada em 7 países: EUA, Canadá, Finlândia, Noruega, França, Reino Unido e Bélgica.

Hoje, decorridos quase 20 anos do desenvolvimento inicial, os FFNA competem com, aços fundidos e forjados em várias aplicações devido à sua elevada relação propriedades/custo. A figura 1 mostra o crescimento da produção dos FFNA nos EUA na última década (3)(4).

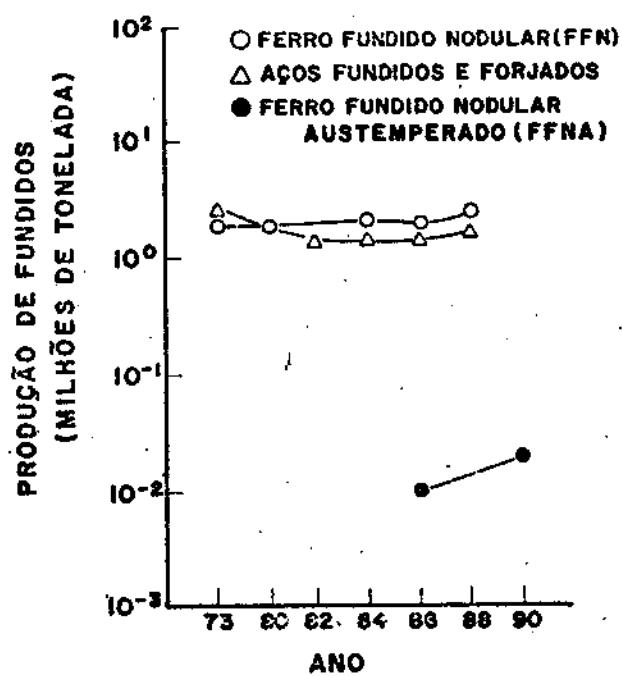


Figura 1 Produção dos E.U.A. de FFN, FFNA, e de aços fundidos e forjados entre 1978 e 1990 (4).

Propriedades dos FFNA

As propriedades dos FFNA têm sido sistematicamente levantadas visando suprir os projetistas mecânicos de dados de projeto, essenciais à seleção e à expansão do mercado dos FFNA.

A tabela 1 traz a especificação dos ferros fundidos nodulares austemperados aprovada em março de 1990 pela ASTM (5).

Tabela 1 - Propriedades mínimas especificadas para as diversas classes de FFNA-ASTM 897K

DESIGNAÇÃO	L. R. (MPa)	L. E. (MPa)	A (%)	Ensaio Charpy sem entalhe (J)	Típica Dureza Brinell (kgf/mm ²)
850	850	550	10	100	269-321
1050	1050	700	7	80	302-363
1200	1200	850	4	60	341-444
1400	1400	1100	1	35	388-477
1600	1600	1300	-	-	444-555

(*) obtido pela média dos três maiores valores de 4 corpos-de-prova testados.

Além de elevadas propriedades mecânicas, os FFNA apresentam, quando comparados a aços fundidos e forjados, as seguintes vantagens:

- melhor usinabilidade, no estado bruto de fusão (3)(5)(6);
- maior amortecimento das vibrações (3)(6);
- redução do peso do componente em, no mínimo, 10% (3),(5);
- conservação de energia (até 50%) (5),(6);
- melhor fundibilidade, reduzindo os custos das operações de corte e de reparos por solda (3),(6);
- aumento da produtividade (peças/hora) (7);
- alta resistência ao desgaste, principalmente em situações de lubrificação deficiente (3),(5),(6);
- redução de custos totais da ordem de 30% (3),(8).

Aplicações dos FFNA

A seguir serão mostrados alguns exemplos de aplicação dos FFNA.

a) Engrenagens

As engrenagens, quando submetidas às condições de serviço, têm a sua vida útil limitada pela resistências à fadiga por flexão, à fadiga de contato, e/ou ao riscamento. Testes realizados mostram que algumas classes de FFNA apresentam: valor de resistência à fadiga por contato equivalente ao de algumas classes de aços forjados cementados ou nitretados; e valor de resistência à fadiga por flexão semelhante ao de aços fundidos e de algumas classes de aços forjados (6).

Ressalta-se que o módulo de resistência à fadiga dos FFNA pode ser aumentado pela utilização de tratamentos superficiais tais como tempera superficial e "shot-peening". Estes tratamentos induzem tensões de compressão na superfície do componente devido a expansão volumétrica que ocorre durante a transformação martensítica, inibindo tanto a nucleação quanto a propagação de trincas decorrentes de solicitações cíclicas (6).

Constatou-se, também, que as engrenagens fabricadas em FFNA apresentam elevada resistência ao desgaste, aproximadamente duas vezes maior que a de aços temperados e revenidos com o mesmo valor de dureza superficial. Esta vantagem torna-se ainda maior sob condições adversas de lubrificação, devido à presença de grafite (1)(6).

b) Girabrequim

A utilização dos F.F.N. para a produção de girabrequins utilizados em veículos de passeio iniciou-se em 1960. No caso de veículos pesados o uso dos F.F.N. é restringido pelo seu baixo valor de resistência à fadiga de flexão. Esta solicitação é crítica nos filetes do mancal (figura 2a).

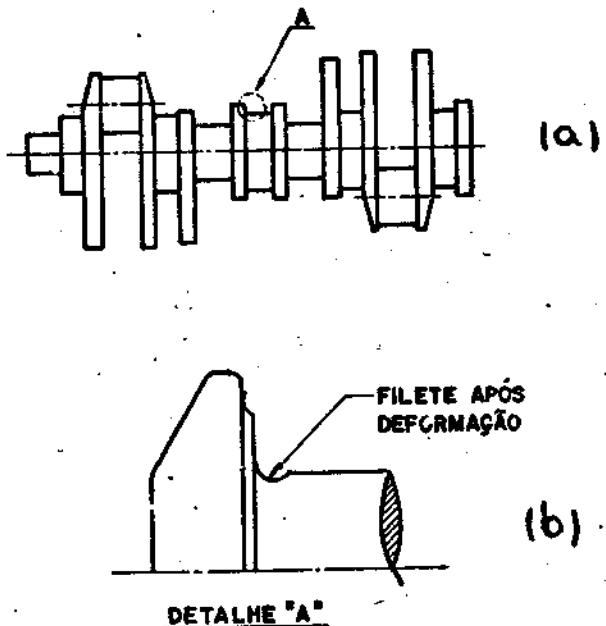


Figura 2 Esquema de um girabrequim mostrando: (a) a localização dos filetes e (b) a localização da deformação (9).

* Testes realizados pela FORD mostram que girabrequins produzidos em FFNA estão aptos a substituir os fabricados em aços endurecidos por indução (10). Esta substituição é possibilitada pela deformação superficial que é imposta junto aos filetes do mancal (figura 2b) durante a fabricação do componente e que otimiza as propriedades de fadiga (9)(10).

c) Outras aplicações

i) indústria automobilística: sistema cremalheira/pinhão da direção de automóveis(8); amortecedor de choques(1); juntas universais(1);

ii) aplicação militar (1): sapatas da esteira de tanques, braços de suspensão;

iii) agricultura (1): dentes de escavadeira; ferramentas de plantio;

iv) indústria ferroviária: rodas para vagões de mineração (1); rodas ferroviárias (10); blocos de freio e sapatas para locomotiva de manobras (1); componentes de suspensão (1);

v) outras (1): ferramentas de corte; cabeça de eixo e furadeira utilizadas em minas de carvão e poços de petróleo.

1.3 Aspectos do Processamento dos FFNA

O processamento dos FFNA envolve duas etapas distintas e críticas: a produção do componente fundido e o tratamento térmico de austempera.

A produção do componente fundido envolve: a escolha da composição química adequada à obtenção de temperabilidade na etapa posterior de tratamento térmico e o domínio tecnológico dos processos de nodulização, inoculação e fundição.

A produção de fundidos espessos ($e > 70\text{mm}$) é crítica devido: à segregação dos elementos de liga (14); à degeneração da grafita, resultante da baixa taxa de extração de calor e da segregação (12); ao abaixamento do número de células eutéticas (12) e à flotação da grafita (12). Em relação a geometria do fundido ressalta-se a importância de um projeto adequado do sistema de canais e de alimentação como garantia à sanidade da peça (11).

O tratamento térmico de austempera, ilustrado na figura 3, objetiva a obtenção de microestrutura duplex composta de austenita e bainita, isenta ou não de carbonetos. A faixa de temperaturas para a austenitização é de 800 a 1000°C e para a austempera de 250 a 400°C. Para a obtenção da microestrutura final desejada, o controle das variáveis que atuam nas etapas de autenitização e austempera é fundamental.

Serão vistos a seguir alguns aspectos fundamentais para a produção dos FFNA, a saber: segregação, temperabilidade, austenitização e austempera.

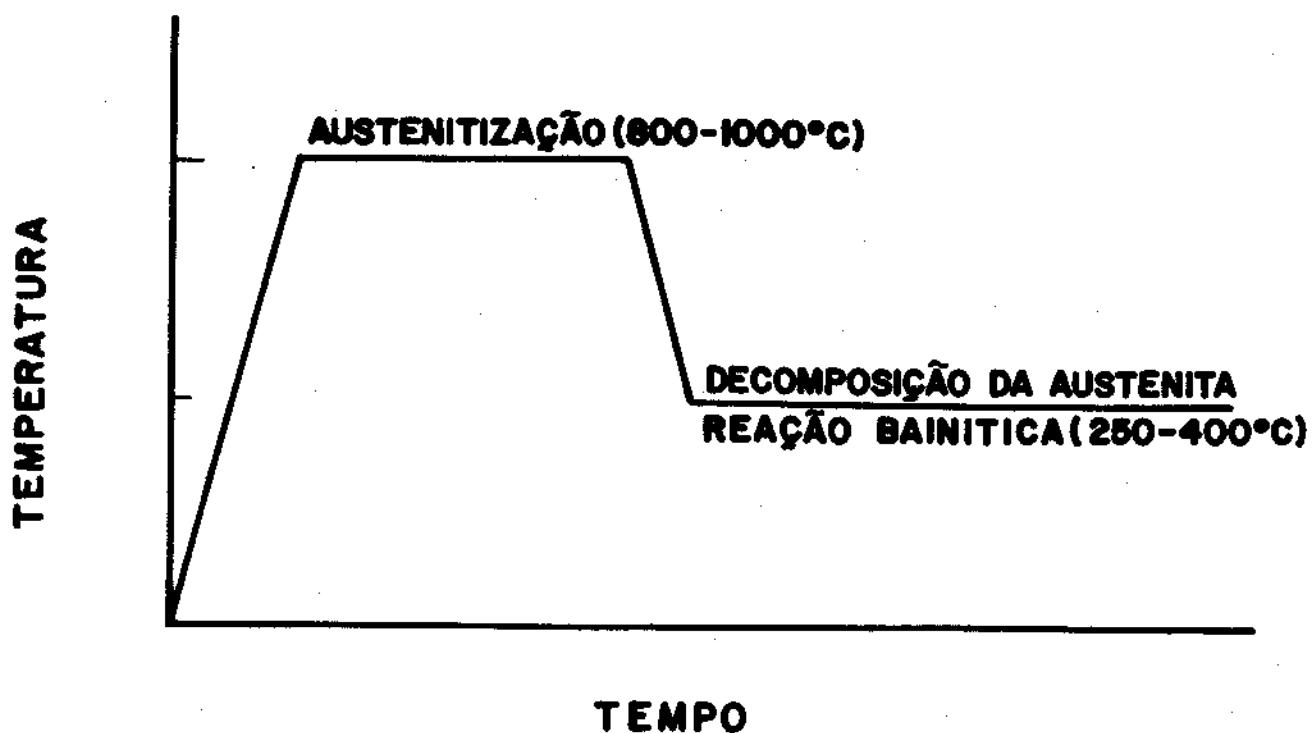


Figura 3 Tratamento térmico de austempera.

1.3.1 Efeito da Seção do Fundido Sobre a Segregação dos FFM.

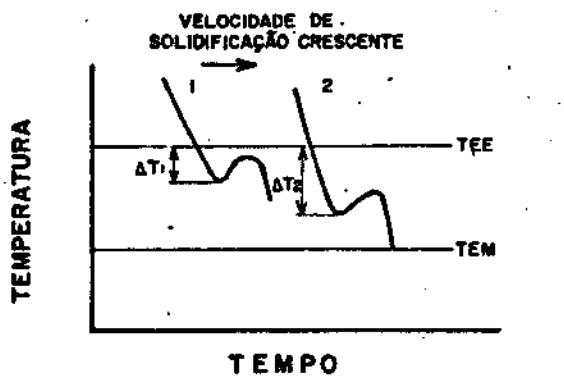
Mantidas as variáveis de transmissão de calor constantes, têm-se que a velocidade de solidificação é inversamente proporcional à relação volume do fundido/área de troca de calor, definida como módulo e dada pela lei de Chvorinov (11). A figura 4 ilustra como a velocidade de extração de calor atua no super-resfriamento necessário à solidificação. A redução do super-resfriamento aumenta o raio crítico do núcleo de grafita e diminui o número de nódulos formados (12).

Durante a solidificação do eutético $\gamma +$ Grafita, ocorre a redistribuição dos elementos de liga frente à interface γ -líquido e o encapsulamento dos nódulos de grafita pelas dendritas de austenita (figura 5) (12,13). A redistribuição de soluto, que é controlada pela

solubilidade do elemento i na austenita, pode ser representada pela relação K_i (equação 1). A tabela 2 apresenta alguns valores de K_i encontrados em F.F.M. (13).

$$K_i = \frac{C_i(S)}{C_i(l)} \quad (1)$$

onde $C_i(S) =$ teor do elemento i na fase sólida;
 $C_i(l) =$ teor do elemento i na fase líquida;
 $K_i =$ coeficiente de solubilidade de i .

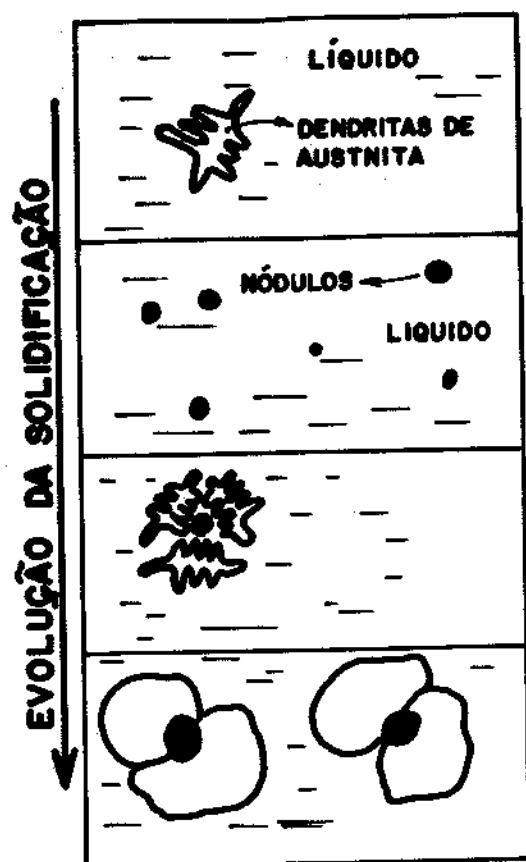


TEE: TEMPERATURA DO EUTETICO ESTÁVEL
 TEM: TEMPERATURA DO EUTETICO METAESTÁVEL
 ΔT1: SUPER-REFRIAMENTO

Figura 4 Influência da velocidade de solidificação sobre o super-refriamento (12).

Tabela 2- Valores de K_i para alguns elementos de liga em FFM(13)

elemento	K_i
Mn	2,85
Cu	0,20
Cr	9,21
Mo	188 → ?
Ni	0,55
Si	0,47



FORMAÇÃO DE DENDRITAS DE AUSTENITA A PARTIR DA FASE LÍQUIDA

FORMAÇÃO DE NÓDULOS DE GRAFITA A PARTIR DA FASE LÍQUIDA

NÓDULOS SENDO ENCAPSULADOS PELAS DENDRITAS DE AUSTENITA

CRESCIMENTO DE NÓDULOS ENVOLVIDOS POR AUSTENITA

Figura 5 Encapsulamento dos nódulos de grafita pelas dendritas de austenita durante a solidificação de FFN (12).

O encapsulamento da grafita associado à redistribuição do soluto cria um perfil positivo de segregação para os elementos formadores de carboneto, fato que pode originar a formação de carbonetos de solidificação na região intercelular ou zona segregada (14,15). A figura 6 mostra mapeamentos de segregação para Si, Ni, Mn e Mo, sendo observada: presença de carbonetos ; segregação preferencial dos elementos formadores de carboneto para a região intercelular e segregação de silício, níquel para a região próxima ao nódulo de grafita.

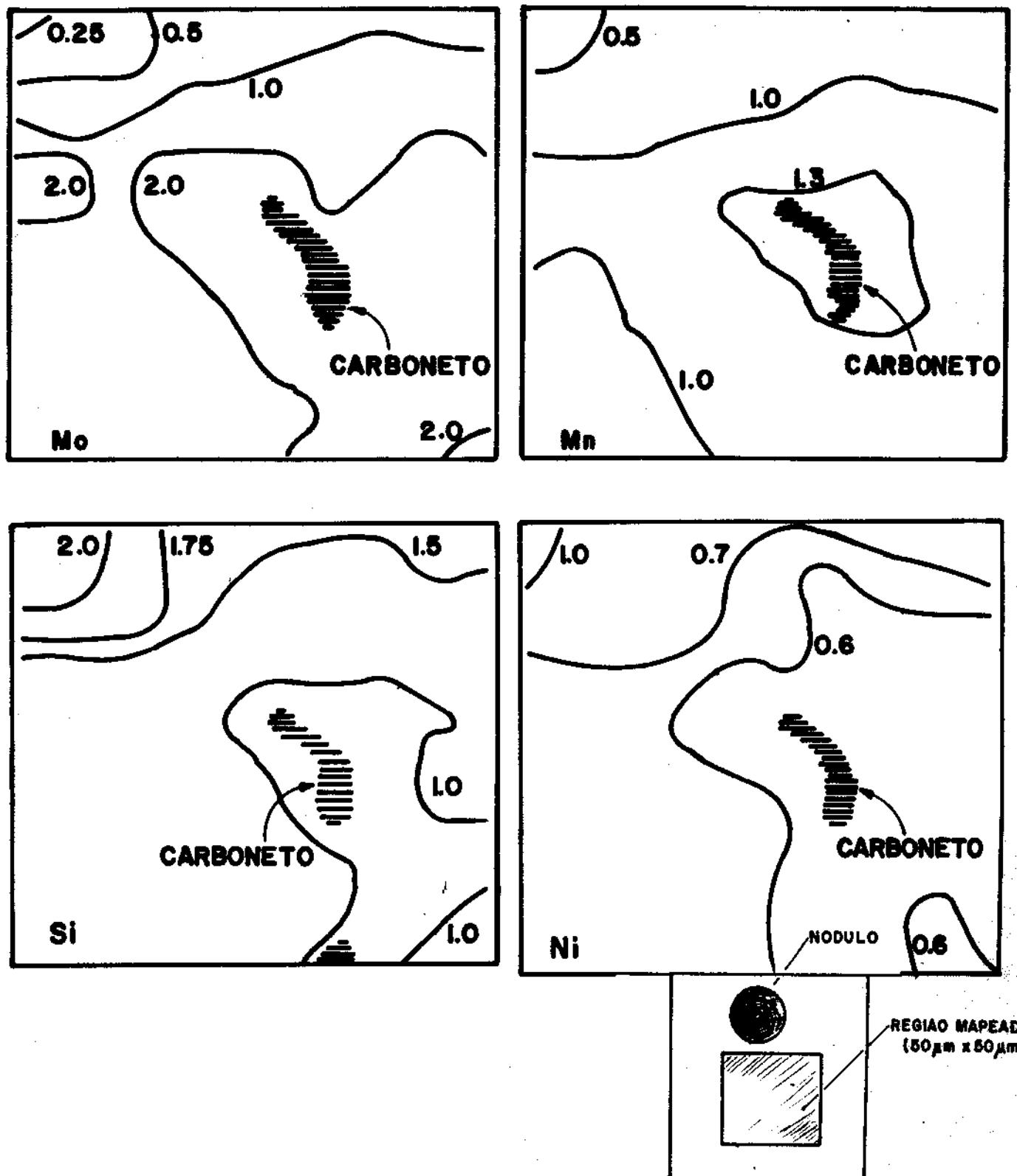


Figura 6 Mapeamento de segregação para Mn, Mo, Si e Ni em FFM nodular espesso ligado (14).

Hayrynen et alii (14) afirmam que a velocidade de solidificação afeta a extensão da zona segregada devido a seus efeitos sobre o número de nódulos e sobre a redistribuição do soluto (figura 7). Para peças espessas, há a possibilidade da zona segregada tornar-se continua, controlando, assim, as propriedades mecânicas do material, fato indesejável à tenacidade dos FFNA (15).

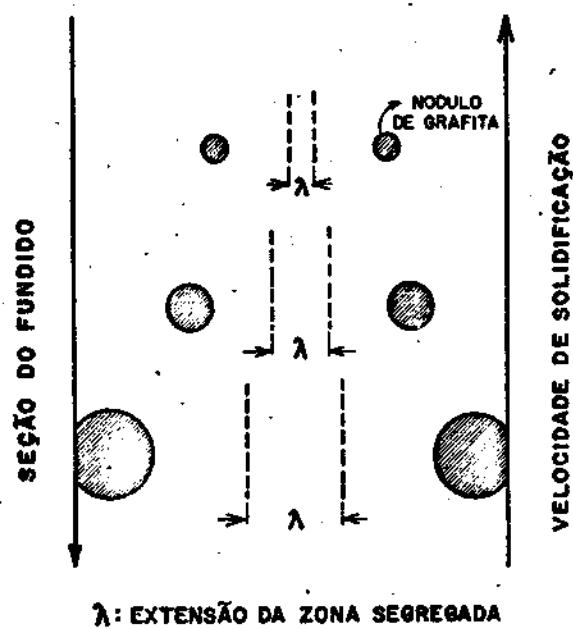


Figura 7 Esquema mostrando o tamanho do nódulo e a extensão da zona segregada em função da seção do fundido e da velocidade de solidificação (14,15).

1.3.2 Temperabilidade dos Ferros Fundidos Nodulares

Durante o tratamento térmico de austempera, exige-se do material suficiente temperabilidade para evitar a decomposição da austenita em ferrita e/ou perlita. A temperabilidade dos FFN é considerada mais complexa que a dos aços devido às seguintes diferenças (16):

- os ferros fundidos nodulares e cinzentos são austenitizados no campo bifásico austenita + grafita, sendo o teor de carbono dissolvido na austenita dependente da temperatura de austenitização e da composição química da matriz austenítica (figura 8).

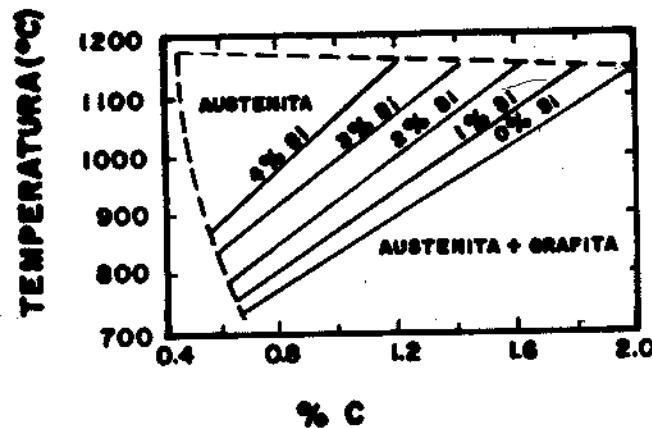


Figura 8 Efeito da temperatura de austenitização e do teor de silício sobre o teor de carbono dissolvido na austenita (16).

b) a segregação dos elementos de liga na matriz austenítica cria, durante a austenitização, um gradiente de concentração do carbono dissolvido na austenita (figura 9) devido à influência dos elementos de liga, mais fortemente o silício, sobre o coeficiente de atividade do carbono. Este perfil, associado aos demais, gera um gradiente de temperabilidade na matriz austenítica, sendo o menor valor assumido como crítico.

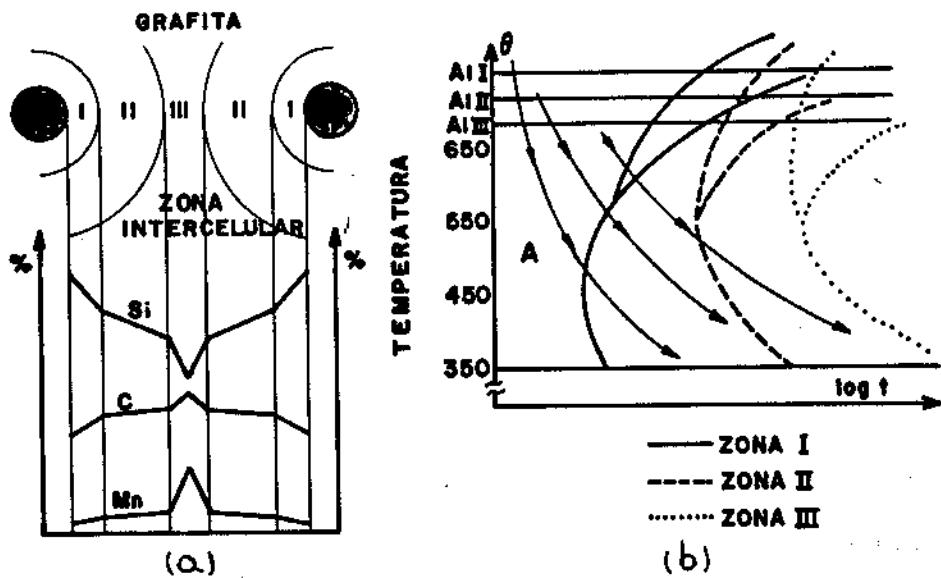


Figura 9 Esquema mostrando: (a) o perfil de segregação do Si, C e Mn após a austenitização; (b) o gradiente de temperabilidade resultante (17).

A equação de temperabilidade proposta por Voigt et alii (18) leva em conta algumas complexidades apresentadas, tais como o efeito do teor de silício e da temperatura de austenitização (T_A em °C) sobre o teor de carbono inicialmente dissolvido na austenita (X_C) (equação 2):

$$DC = 124*(X_C) + 27*(X_{Si}) + 22*(X_{Mn}) + 16*(X_{Ni}) - 25 * (X_{Mo}) - 1.68*10^4 - T_A^2 + 12*(X_{Cu})*(X_{Ni}) + 62*(X_{Cu})* (X_{Mo}) + 88*(X_{Ni})*(X_{Mo}) + 11*(X_{Mn})*(X_{Cu}) + 127*(X_{Mn})*(X_{Mo}) - 20*(X_{Mn})*(X_{Ni}) - 137 \quad (2)$$

onde

$$X_C = T_A/420 - 0.17 * (X_{Si}) - 0,95$$

DC = diâmetro crítico (mm)

XX = X em peso do elemento X dissolvido em γ

T_A = temperatura de austempera

O teor de carbono, além de depender da temperatura de austenitização e da composição química, depende do tempo de austenitização, que deve ser suficiente para que o teor de equilíbrio seja atingido por toda a matriz (16). A figura 10 mostra o efeito desta variável sobre a temperabilidade. Nota-se que para tempos curtos de austenitização, a profundidade de tempeira é diminuída. Efeito similar, resultante de baixas temperaturas de austenitização, é mostrado na figura 11.

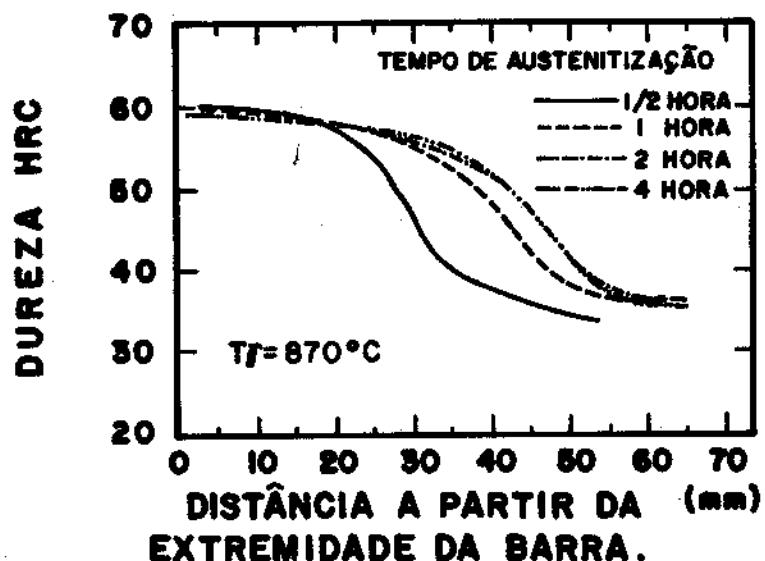


Figura 10 Efeito do tempo de austenitização no ensaio Jominy de temperabilidade para um FFN (16).

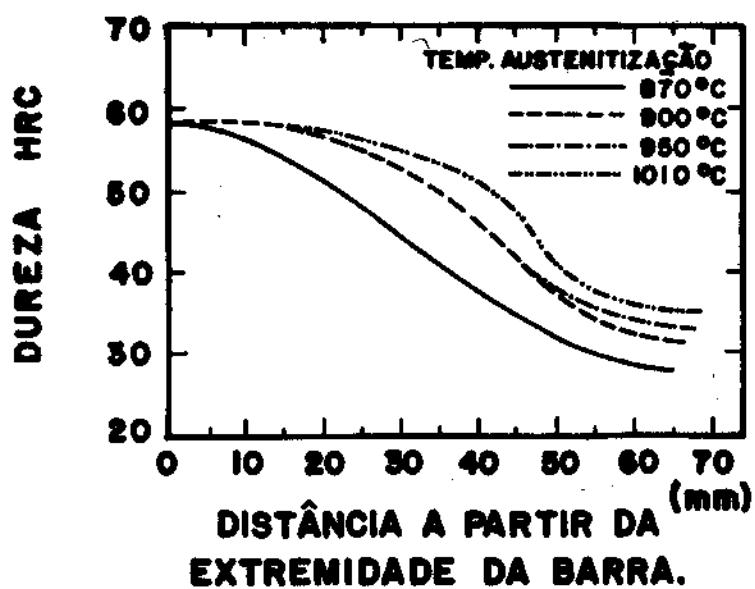


Figura 11 Efeito da temperatura de austenitização no ensaio Jominy de temperabilidade para FFN ligado (16).

Comparando-se uma estrutura segregada com uma homogeneizada, obtém-se um valor de temperabilidade maior para a segunda (figura 12) (16) devido à redução no gradiente de segregação dos elementos de liga.

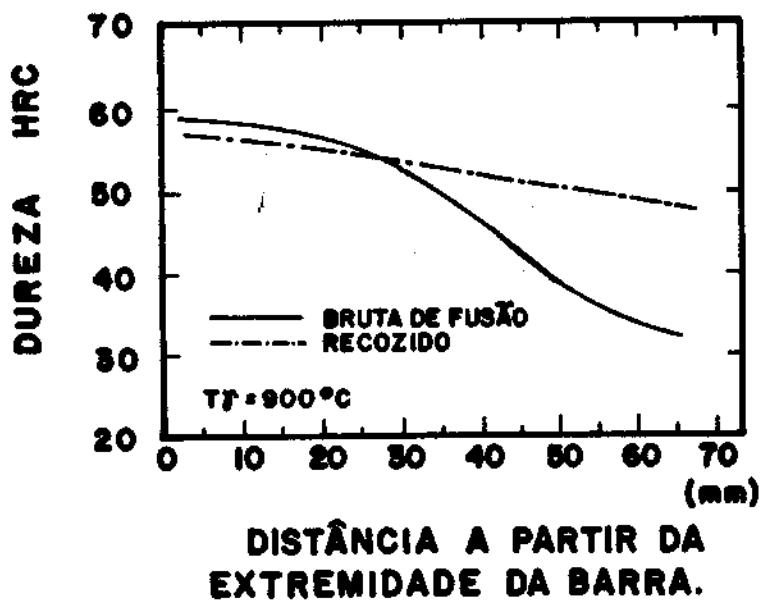


Figura 12 Efeito da homogeneização a 1000°C por 168h na temperabilidade de um FFN (16)

Não há evidências da influência do tamanho do grão austenítico na temperabilidade dos ferros fundidos nodulares. Lee et alii (16) afirmam que o tamanho do grão austenítico não afeta a temperabilidade dos ferros fundidos diretamente porque a nucleação da perlita e da bainita ocorre ao redor dos nódulos de grafita preferencialmente ao contorno de grão austenítico.

1.3.3 Austenização

A austenização é uma etapa importante do processamento dos FFNA. Este tratamento define aspectos termodinâmicos da reação bainítica tais como: tipo e quantidade de interfaces γ/γ ; quantidade de outros sítios de nucleação, por exemplo precipitados e discordâncias; e o teor de carbono dissolvido na matriz austenítica (figura 8).

A figura 13 ilustra o diagrama Fe-C-2%Si. A austenização dos F.F.M. ocorre no campo bifásico $\gamma +$ Grafita. A adição de elementos de liga altera o teor de carbono dissolvido na austenita e a temperatura de transformação eutetóide (figura 14) (19). Analogamente à temperabilidade, a segregação causa a variação dos limites de temperatura do campo $\gamma + \alpha +$ grafita na matriz austenítica, conforme ilustra a figura 15 (20).

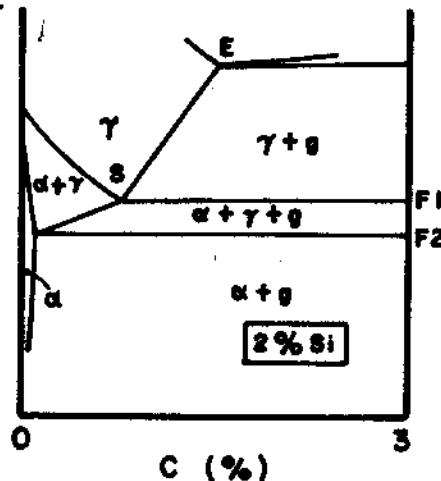


Figura 13 Diagrama de equilíbrio Fe-C-2%Si (12).

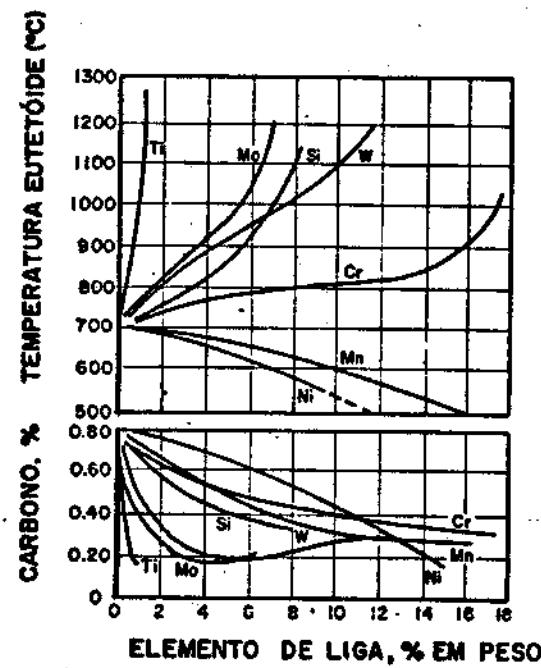


Figura 14: Influência dos elementos de liga na temperatura e no carbono eutetóides do diagrama Fe-C (19).

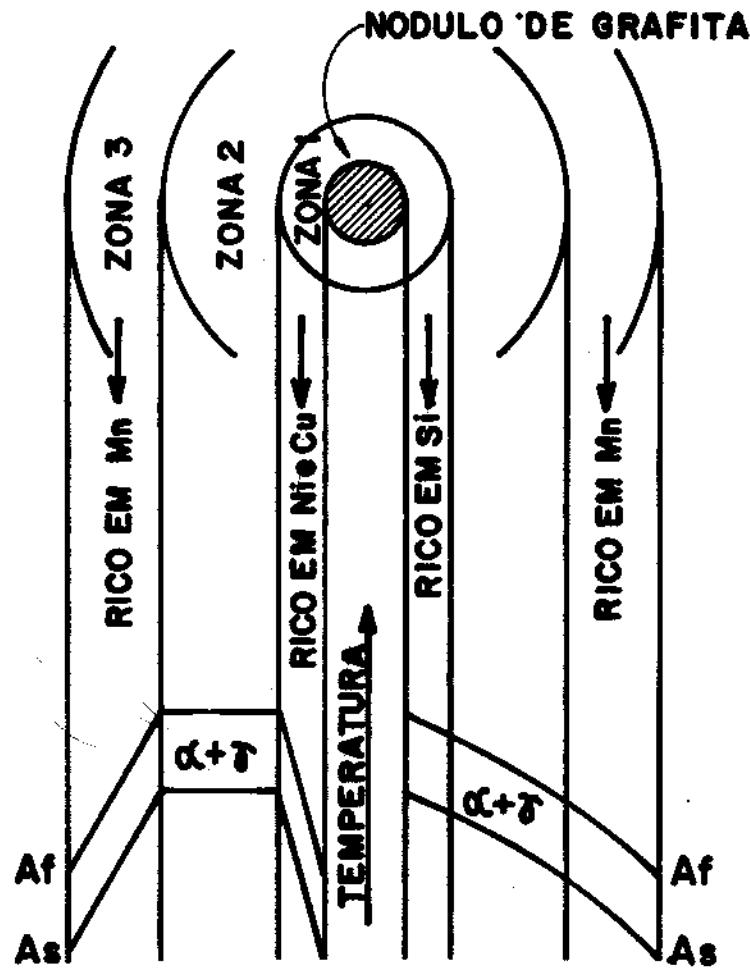


Figura 15: Variação dos limites de temperatura do campo ($\delta + \alpha +$ grafita) na matriz de um F.F.M. (20).

As principais variáveis de processo envolvidas na cinética de nucleação e crescimento da austenita são: a presença de elementos de liga; a temperatura de austenitização; a microestrutura inicial e a taxa de aquecimento.

A presença de elementos de liga altera: o potencial termodinâmico para a austenitização (19); a mobilidade da interface em crescimento, tanto pela presença de partículas de segunda fase quanto pela interação interatômica (21-24); a energia do contorno de grão, já que a segregação de alguns elementos, como por exemplo o molibdênio, reduz a energia associada ao contorno, figura 16, e a sua efetividade em atuar como sítio de nucleação (24-27).

O aumento da temperatura de austenitização ocasiona: o aumento do potencial termodinâmico da reação; o aumento da difusividade atómica; a dissolução e/ou coalescimento de partículas de segunda fase (24) e a redução do coeficiente de segregação para o contorno de grão (25-27). Obtém-se, desta maneira, redução do tempo de austenitização, bem como o crescimento mais rápido e menos restrito dos grãos austeníticos.

A cinética de austenitização é, via de regra, controlada pela difusão do carbono na microestrutura inicial (28,29), de maneira que quanto maior a distância de difusão a ser coberta pelo carbono, maior é o tempo necessário à austenitização (28,29,30). Microestruturas prévias martensíticas apresentam austenitização mais rápida (29,30).

Em relação à velocidade de aquecimento, Low e Edmonds (29) afirmam que embora a nucleação da austenita seja favorecida nos antigos contornos de grãos austeníticos de microestruturas martensíticas, a nucleação "intergranular", nos contornos das agulhas de martensita, pode ser induzida pelo aumento da taxa de aquecimento. A explicação deste fenômeno baseia-se no aumento do "super-

aquecimento" e do número de sítios de nucleação com a taxa de aquecimento , em analogia ao conceito de super-resfriamento mostrado na figura 4.

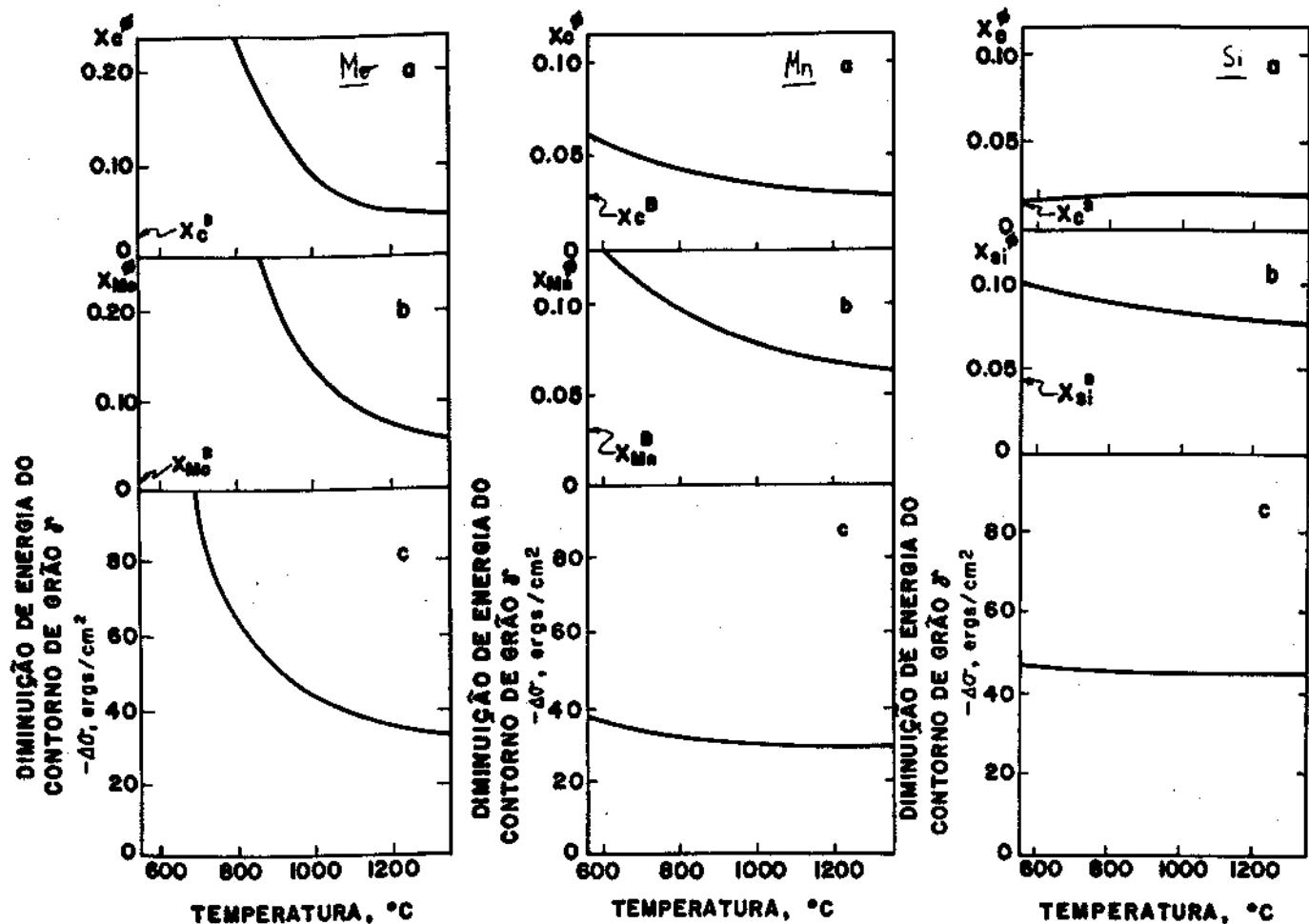


Figura 16 Efeito da temperatura de austenitização sobre a segregação para contorno de grão austenítico e sobre a energia do contorno (25).

Krauss e Apple (31) estudaram a transformação reversa martensita \rightarrow austenita para ligas Fe-Ni-C variando a taxa de aquecimento entre 3 e 28000°C/segundo. Para altas taxas de aquecimento, a transformação reversa mostrou-se do tipo militar, caracterizada pela produção de agulhas de austenita com alta densidade de discordâncias e acompanhada da presença de relevos na superfície, causados pelo cisalhamento da interface de reação. A baixas taxas de aquecimento a reação reversa

mostrou-se do tipo termicamente ativada. A interface da fina estrutura introduzida na austenita pela transformação reversa da martensita a altas taxas de aquecimento foi caracterizada por Krauss (32), em ligas Fe-Ni, como interface de macla (figura 17).

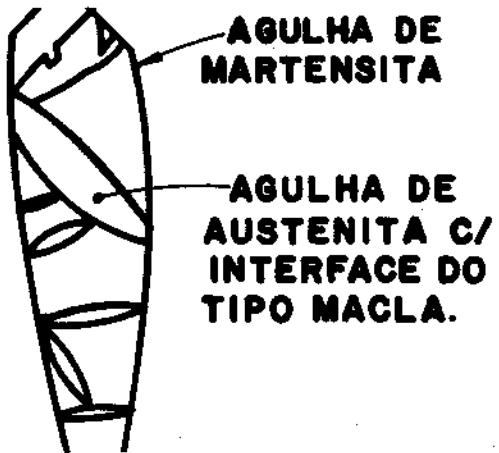


Figura 17 Formação de agulhas de austenita a partir de uma agulha de martensita aquecida rapidamente (31).

Grange (33,34) obteve, através da austenitização rápida de microestruturas martensíticas a 250°C/s, grão austeníticos ultrafinos nas diversas classes de aços testadas. O refino foi explicado pelo aumento do número de núcleos de austenita com o aumento da taxa de aquecimento. Neste trabalho não foi observada morfologia de austenita do tipo acicular, típica de alta taxa de aquecimento(31,32). Deve ser considerado que os grãos austeníticos foram revelados pelo ataque metalográfico de microestruturas martensíticas, fato que pode encobrir alguns tipos de interface δ/γ .

Com relação ao refino do grão austenítico de ferros fundidos nodulares os trabalhos são poucos e controversos. De acordo com Voigt e Loper (35) não há evidências de que os parâmetros de tratamento térmico afetem o tamanho do grão austenítico de FFN. Por outro lado, Kobayashi (36) obteve refino da microestrutura bainítica de um FFNA pela austenitização de microestruturas martensíticas e posterior

tratamento térmico. Este mesmo trabalho não discrimina nem a taxa de aquecimento para austenitização, nem o tempo de austenitização utilizados. Azevedo et alii (30) obtiveram refino do grão austenítico em FFM através da técnica de austenitização rápida (33)(34).

1.3.4 Austempera

A reação de decomposição da austenita que ocorre durante a austempera é ilustrada na figura 18 através das curvas de energia livre das fases. Verifica-se que a estabilidade termodinâmica do sistema é conseguida pela decomposição da austenita em ferrita e cementita (grafita).

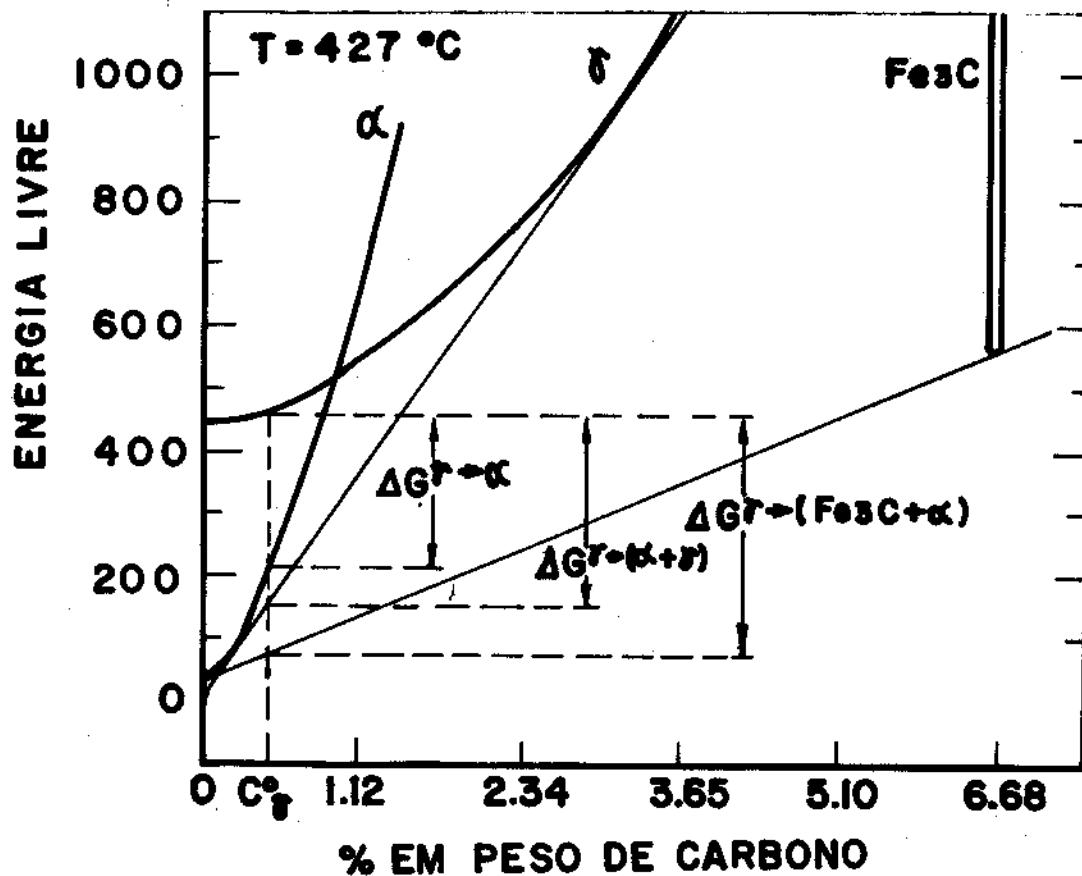
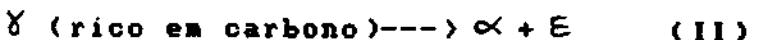


Figura 18 Curvas de energia livre de γ , α e Fe_3C na temperatura de austempera (37).

A presença de teores de silício típicos de FFM, entre 2,0 e 4,0%, inibe a precipitação da cementita devido a baixa solubilidade do

silício nesta fase. A cinética de nucleação e crescimento do carboneto passa, então, a ser controlada pela difusão deste substitucional, fato que atrasa a reação de precipitação (38).

Este atraso na precipitação dos carbonetos faz com que a estabilidade termodinâmica seja conseguida em etapas, sendo as duas primeiras apresentadas a seguir (39,40):



No caso de maiores super-resfriamentos, a precipitação do carboneto E ocorre simultaneamente ao enriquecimento em carbono da austenita (39,40).



As microestruturas de alta tenacidade são resultantes da primeira etapa de reação (2), representada pelo equilíbrio metaestável dado na figura 19. O enriquecimento da austenita por carbono reduz a temperatura M_s abaixo da temperatura ambiente (25°C), e possibilita a obtenção de matrizes duplex compostas de austenita e bainita isenta de carbonetos (38,40).

O super-resfriamento, além de controlar a precipitação do carboneto E , controla outros aspectos morfológicos da matriz: acicularidade da bainita (41); refino microestrutural (41); e a relação volumétrica entre bainita e austenita (42). A figura 20 mostra esquematicamente a variação microestrutural que acompanha o super-resfriamento.

A relação volumétrica entre bainita e austenita pode ser estimada, qualitativamente, a partir do diagrama de equilíbrio metaestável $\gamma / \gamma + \alpha$ dado na figura 21. Elevadas temperaturas de austempera reduzem a porcentagem de bainita na microestrutura dos FFMA (43).

A temperatura de austenitização define o teor de carbono dissolvido na austenita e, em parte, o potencial termodinâmico da reação bainítica. O aumento desta temperatura reduz o potencial termodinâmico para a reação bainítica, figuras 8 e 19, e a fração volumétrica de bainita na microestrutura final, figura 21.

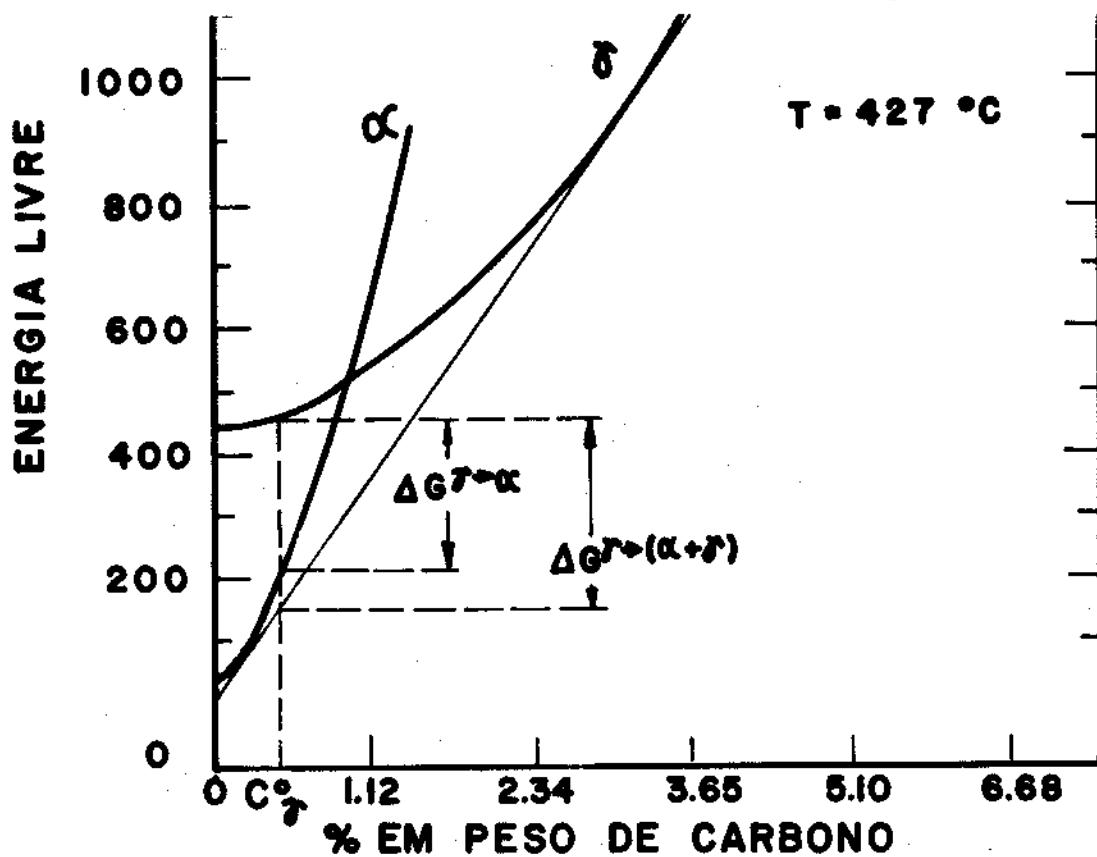


Figura 19 Equilíbrio metaestável entre austenita e ferrita (37).
INTERFACE

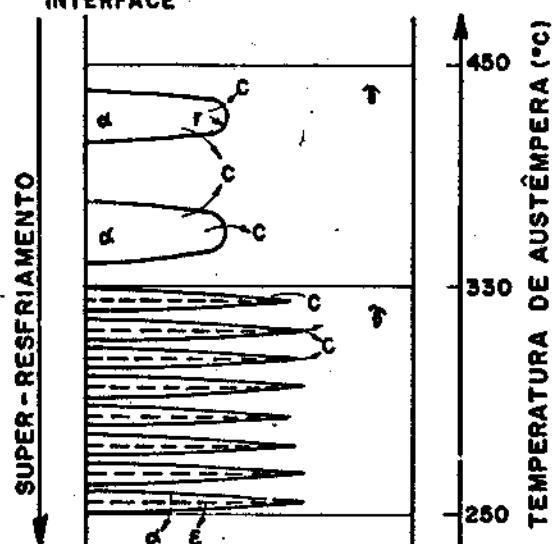


Figura 20 Variação esquemática da morfologia da estrutura duplex ($\gamma + \alpha$) com o super-resfriamento.

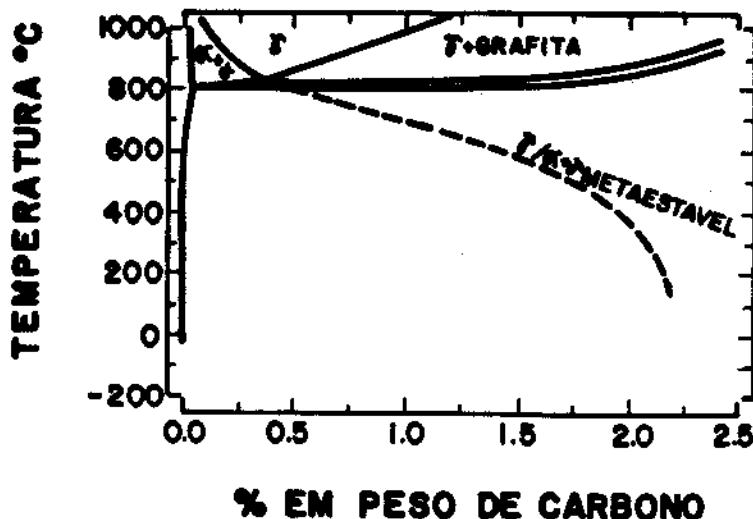


Figura 21 Diagrama Fe-C-2,5%Si mostrando a curva de equilíbrio metaestável $\gamma /(\gamma + \delta\epsilon)$ (42).

Moore et alii (43) e Takita et alii (44) obtêm refino microestrutural, cinética mais rápida e melhoria nas propriedades mecânicas pelo tratamento termomecânico da austenita antes da austempera. A energia fornecida à austenita durante a deformação aumenta significativamente o potencial termodinâmico, e provavelmente o número de sítios de nucleação, para a reação bainítica, sendo a responsável pelas alterações observadas (43).

Outro aspecto microestrutural importante no processamento dos FFNA é a heterogeneidade química da matriz austenítica. A segregação de elementos de ligas associada ao efeito da adição do elemento X sobre a termodinâmica da reação de decomposição da austenita (45), cria heterogeneidades microestruturais indesejáveis na matriz dos FFNA. A figura 22 mostra o efeito da adição do elemento X no $\Delta G(\gamma \rightarrow \alpha)$. Destacam-se o molibdênio e o manganês como fortes inibidores da decomposição da austenita para ferrita. A análise conjunta dos perfis de segregação dos elementos de liga, inclusive o carbono, e do efeito das adições sobre o ΔG da reação explicaria a menor taxa de transformação bainítica na região intercelular (46), figura 23.

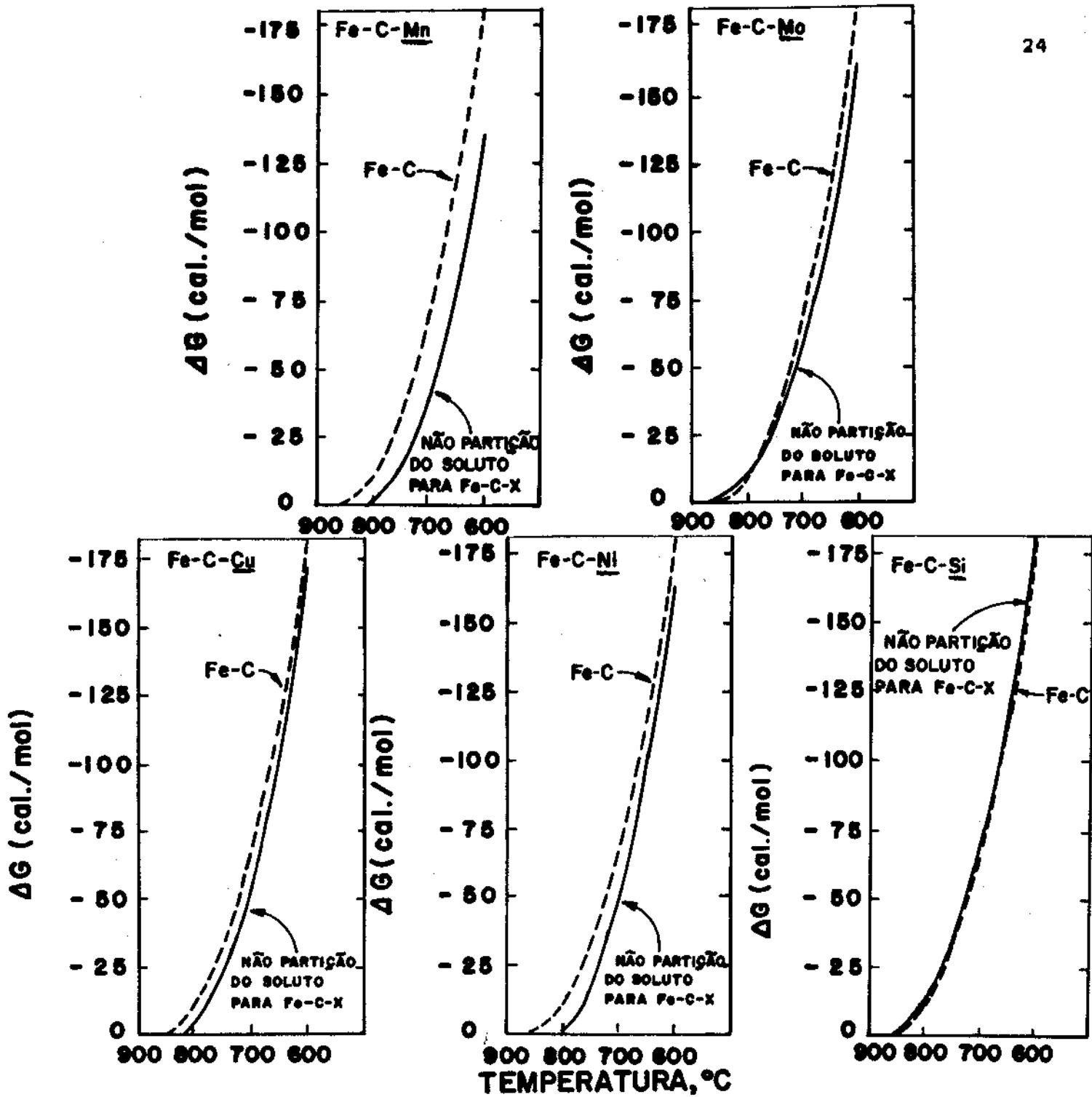


Figura 22 Efeito da adição do elemento X sobre o ΔG — $\rightarrow \propto$ (45).

As dificuldades termodinâmicas para nucleação e crescimento da bainita dão origem a heterogeneidades microestruturais na região intercelular, tais como presença de martensita na Zona 3 (para $t=t_1$) e/ou a possível precipitação de carbonetos na Zona 1 (para $t=t_2$), que dificultam, ou impossibilitam, a determinação do tempo ótimo de austempera, figura 23.

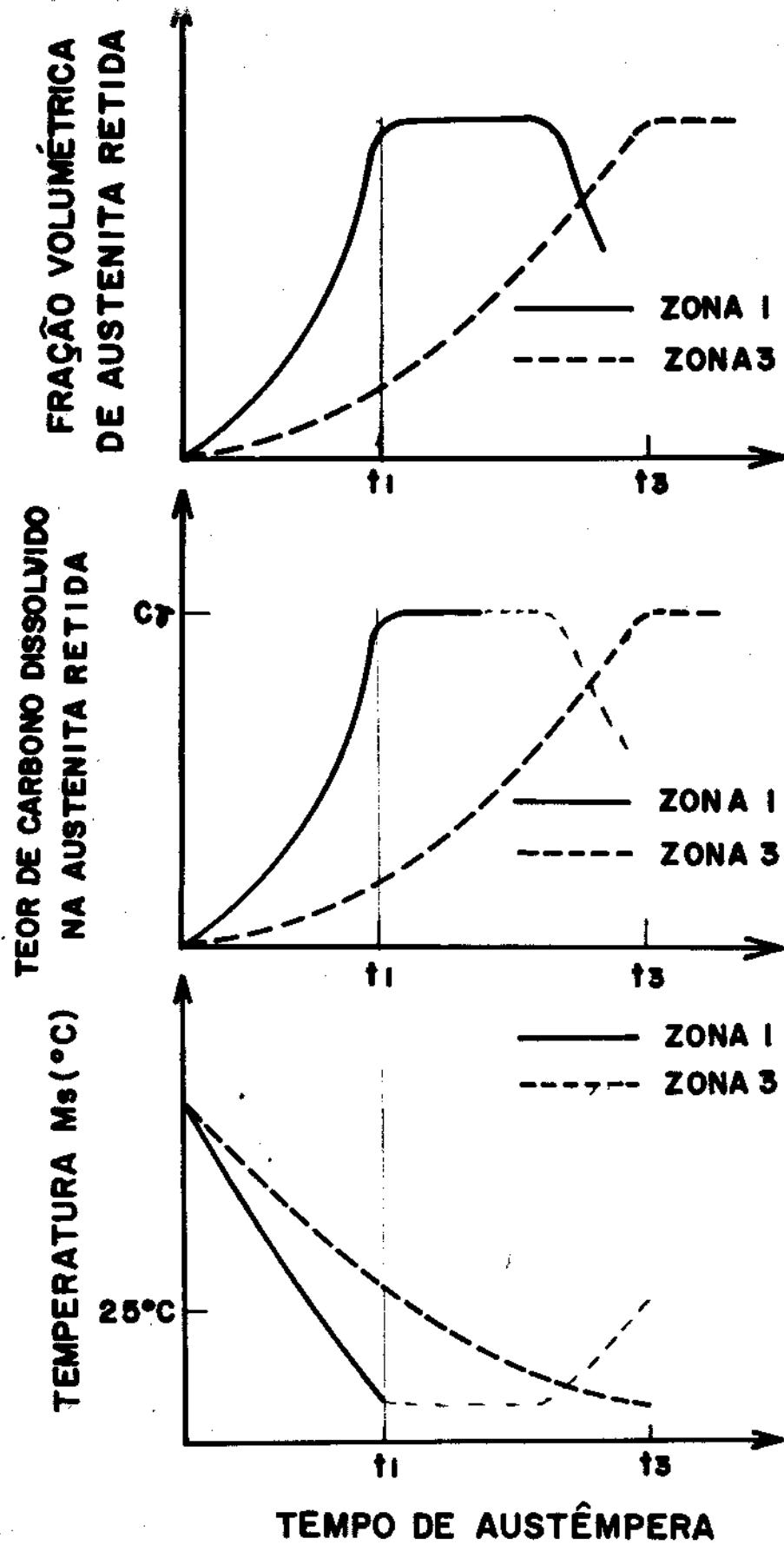


Figura 23 Evolução: (a) da χ_{A} ; (b) do teor de carbono dissolvido em; e (c) da temperatura M_s , com o tempo de austempera para a ZONA 1 (próxima ao nódulo) e ZONA 3 (região intercelular).

1.4 Reação Bainítica.

Há alguns anos duas escolas de pensamento discutem a natureza da reação bainítica: uma considera que a bainita é formada por um mecanismo essencialmente martensítico (47), enquanto a outra vertente acredita que a bainita é produto de uma transformação difusional (48) muito próxima à que ocorre para a ferrita de Widmanstätten (49).

A despeito das evidências experimentais apresentadas por cada escola, vem surgindo gradativamente uma terceira escola que propõe uma teoria única para as transformações de fases no estado sólido onde os fenômenos de difusão e de distorção do reticulado não são mutuamente excludentes (49,50). Enfatiza-se que, com o abaixamento da temperatura de reação, o termo energia de deformação atua mais significativamente sobre a cinética de nucleação e crescimento. A reação martensítica é apontada apenas como um caso limite onde o fenômeno de difusão não opera (50).

Simultaneamente às discussões da comunidade científica internacional acerca do mecanismo de transformação bainítica (47-50), Cochrane e Edmonds (51) propõem a utilização do controle microestrutural como forma de otimizar as propriedades mecânicas de aços bainíticos. Uma das variáveis citadas para o controle microestrutural é o tamanho de grão austenítico.

Aaronson (52) aponta que essas alterações do tamanho de grão e subgrão da fase matriz, austenita, são acompanhadas por modificações na estrutura dos contornos, induzidas, por exemplo, por textura, poligonização e ou crescimento do grão, e que podem alterar tanto a cinética como o produto da reação de decomposição da fase matriz.

Grange (34), utilizando matrizes austeníticas de diferentes tamanhos de grão, obteve, para microestruturas bainíticas

provenientes do grão mais refinado, um aumento de 24% no limite de escoamento, quando comparado à microestrutura mais "grosseira".

Segundo Marder (53), o aumento do limite de escoamento e da tenacidade conseguido em microestruturas bainíticas refinadas é ocasionado pela redução do tamanho do pacote de plaquetas de bainita de mesma orientação cristalográfica, através de uma relação do tipo Hall-Petch. Cochrane et alii (51) apontam que a espessura da plaqueta também é uma variável para controle das propriedades mecânicas.

1.4.1 Efeito do Tamanho de Grão Austenítico Sobre a Cinética da Reação Bainítica.

Além do possível ganho em propriedades mecânicas (34,51,53), a utilização de grãos austeníticos pequenos pode reduzir os custos do processamento de austempera pela redução do tempo de tratamento isotérmico (51).

Hultgren (54) encontrou, para uma série de aços ao manganês, que a austenitização a 1300°C retarda consideravelmente a decomposição da austenita para bainita, quando comparada à austenitização a 1050°C. Winterton (55) também estudou o efeito da temperatura de austenitização sobre a cinética de decomposição da austenita para bainita em um aço Ni-Cr-Mo (En 28). Os resultados mostram que a austenita produzida a 1200°C se decompõe à bainita mais rapidamente quando comparada à produzida a 850°C. Cottrell e Ko (56) investigaram o mesmo efeito em vários aços baixa liga (tabela 3).

Tabela 3 - Aços utilizados por Cottrell e Ko (56).

Aço	Composição química (%)								
	En	C	Ni	Mn	Cr	Mo	Si	S	P
17	0.37	..	1.51	..	0.45	0.17	0.035	0.027	
18	0.48	0.18	0.86	0.98	0.04	0.25	0.021	0.023	
19	0.41	..	0.64	1.37	0.28	0.25	0.030	0.027	
21	0.33	3.47	0.74	0.07	..	0.23	0.027	0.031	
25(VA)	0.33	2.59	0.68	0.63	0.58	0.20	0.029	0.029	
25(VB)	0.32	2.60	0.63	0.51	0.55	0.22	0.023	0.023	
26	0.42	2.53	0.67	0.72	0.48	0.31	0.022	0.029	
31	1.08	0.33	0.53	1.46	0.06	0.25	0.015	0.022	

Os resultados cinéticos obtidos para o aço En 31 confirmam o trabalho anterior de Multgren para aços ao manganês. Para os aços En 25 e En 26 a taxa de reação bainítica foi aumentada e o tempo de incubação reduzido com a elevação da temperatura de austenitização de 950°C para 1300°C. Este efeito acelerador foi reduzido pela inclusão de um tratamento isotérmico a 900°C por 30 e 120 minutos entre a austenitização a alta temperatura e a austempera. O efeito acelerador foi atribuído à solubilização e fina precipitação de inclusões não metálicas, que atuariam como sítios de nucleação para a transformação bainítica (56).

Ressalta-se o trabalho de Barford e Owen (57) que, em 1961, estudaram o efeito do tamanho de grão austenítico e da temperatura de austenitização sobre a taxa de formação da bainita. A seqüência de tratamentos de austenitização foi arranjada de maneira a isolar, pela primeira vez, os efeitos do tamanho de grão austenítico e da temperatura de austenitização sobre a cinética da reação bainítica. O tamanho do grão austenítico foi produzido pelo aquecimento de amostras de aço manganês hipereutetóide de alta pureza a temperaturas na faixa de 1000°C a 1250°C. Cada amostra foi então resfriada e mantida a 1000°C para eliminar outros efeitos que não o do tamanho de grão e tratadas isotermicamente a 366°C e 277°C. Os resultados do

efeito do tamanho de grão sobre a cinética da reação bainítica mostram que quanto maior o tamanho de grão austenítico menor é a taxa de transformação bainítica. Os autores explicam este comportamento pela redução da área das interfaces γ/γ , sitios de nucleação da bainita (47,48). Christian (58) apresenta a equação (3) que relaciona o tamanho de grão austenítico e o tipo de sitio de nucleação com a cinética de reação, confirmando qualitativamente os resultados de Barford e Owen (57):

$$t(50\%) = K \cdot (D_a)^m \quad (3)$$

onde m = $\begin{cases} 0 & \text{para nucleação randômica;} \\ 1/4 & \text{para nucleação em contorno de grão;} \\ 1/2 & \text{para nucleação em aresta de grão;} \\ 3/4 & \text{para nucleação em junção de grão;} \\ 1 & \text{para saturação de sitios.} \end{cases}$

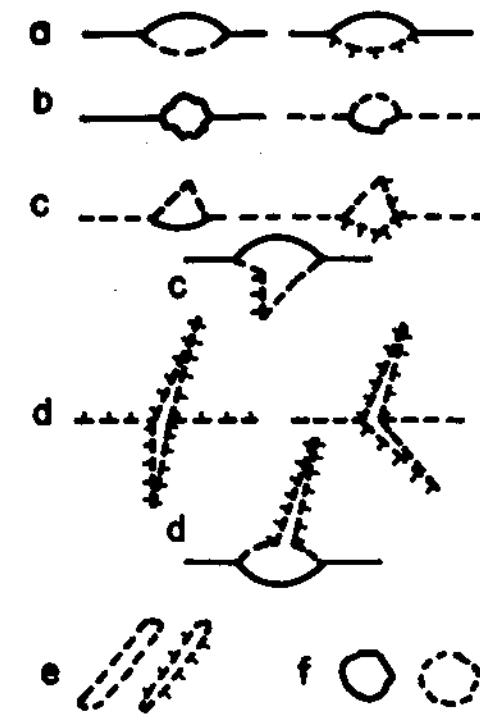
$t(50\%)$ = tempo para 50% de reação;

D_a = tamanho do grão austenítico.

K = coeficiente de proporcionalidade, função da temperatura.

1.4.2 Efeito do Tamanho do Grão Austenítico sobre a Morfologia da Ferrita.

Devido à ausência de trabalhos mais detalhados sobre a morfologia da bainita versus tamanho de grão austenítico, à proposição de uma teoria geral de morfologia do precipitado (59) e às semelhanças morfológicas encontradas entre a bainita e a ferrita de Widmanstätten (49), serão apresentados a seguir os estudos de morfologia de ferrita pró-eutetóide no sistema Fe-C. A figura 24 mostra a classificação morfológica proposta por Dubé para a precipitação da ferrita pró-eutetóide, assim como a estrutura das interfaces envolvidas na sua nucleação e crescimento (52).



———=ESTRUTURA DE DISCORDÂNCIA
 - - - =ESTRUTURA MISTA
 ——=ESTRUTURA DESORDENADA

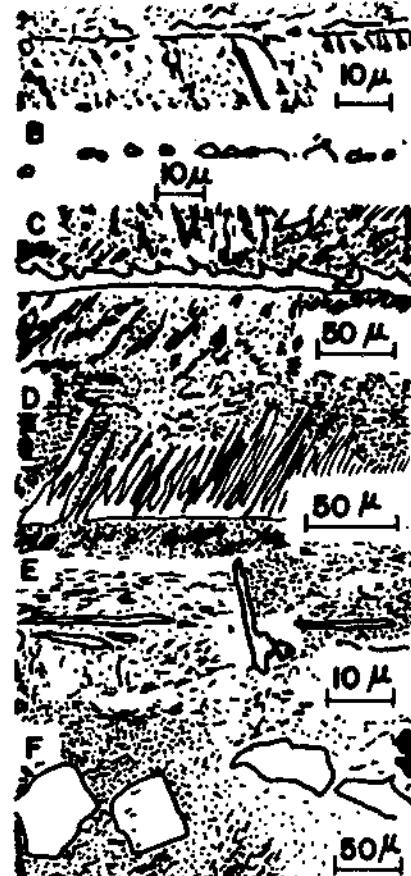


Figura 24 Morfologias de ferrita encontradas, e os tipos de interface $\bar{\gamma}/\bar{\gamma}$ onde são originadas : a) alotriomorfo de contorno de grão; b) idiomorfo de contorno de grão; c) dente de serra; d) plaqueta de Widmanstätten (primária e secundária); e) plaqueta intragranular e f) idiomorfo (52).

Observa-se, com o crescimento do grão austenítico, a redução relativa de componente alotriomorfo, que passa a ser substituído pelas plaquetas de Widmanstätten, secundárias e/ou primárias, e pelas plaquetas intragranulares. A maior tendência à formação de plaquetas secundárias, a partir do alotriomorfo, com o crescimento do grão austenítico é uma observação das mais antigas da história da transformação de fases (60). A figura 25 ilustra esta tendência pela variação da temperatura W_s (Widmanstätten start) com o tamanho do grão austenítico.

Dubé (60) propõe que esta transição morfológica, alotriomorfo \rightarrow plaquetas secundárias, é favorecida pela redução da super-saturação da austenita em carbono. Como o volume de alotriomorfo por unidade

volumétrica de austenita cresce com o refino do grão austenítico, gera-se uma austenita cada vez mais rica em carbono e com menor potencial termodinâmico para a precipitação de ferrita. Analogamente deduz-se que grãos austeníticos grosseiros produzem austenita menos super-saturada em carbono e com maior tendência à formação de plaquetas secundárias a partir da interface allotriomorfo/austenita. Esta explicação, proposta em 1948, parece coerente com algumas proposições atuais, já que:

- . O caráter incoerente da interface entre o allotriomorfo de contorno de grão e a matriz torna-se cada vez mais questionável e alguns estudos no sistema Fe-C-X asseguram que esta interface é parcialmente coerente (24,59). Com relação à plaqueta de ferrita, assume-se que as interfaces γ / α , paralelas à direção de hábito, são do tipo semi-coerente e que as outras interfaces, perpendiculares à direção de hábito, apresentam interface incoerente (24,52).
- . De acordo com a figura 26, propõe-se que a mobilidade da interface incoerente seja favorecida pelo aumento do super-resfriamento, fato que favoreceria a formação de plaquetas (24).

Reconhece-se, no entanto, que estudos teóricos e experimentais são necessários para confirmação deste modelo e para esclarecer o mecanismo de formação de plaquetas a partir do allotriomorfo (24,59). Este modelo assemelha-se ao utilizado para explicar a competição entre crescimento planar e dendrítico que ocorre durante a solidificação, onde uma condição necessária à formação de protuberâncias estáveis em uma interface plana S-L é que exista uma região de super-resfriamento, térmico ou constitucional, no líquido de modo a favorecer seu crescimento (24). Apesar do conceito de super-saturação explicar a formação de plaquetas secundárias, este modelo não é adequado à formação de plaquetas primárias.

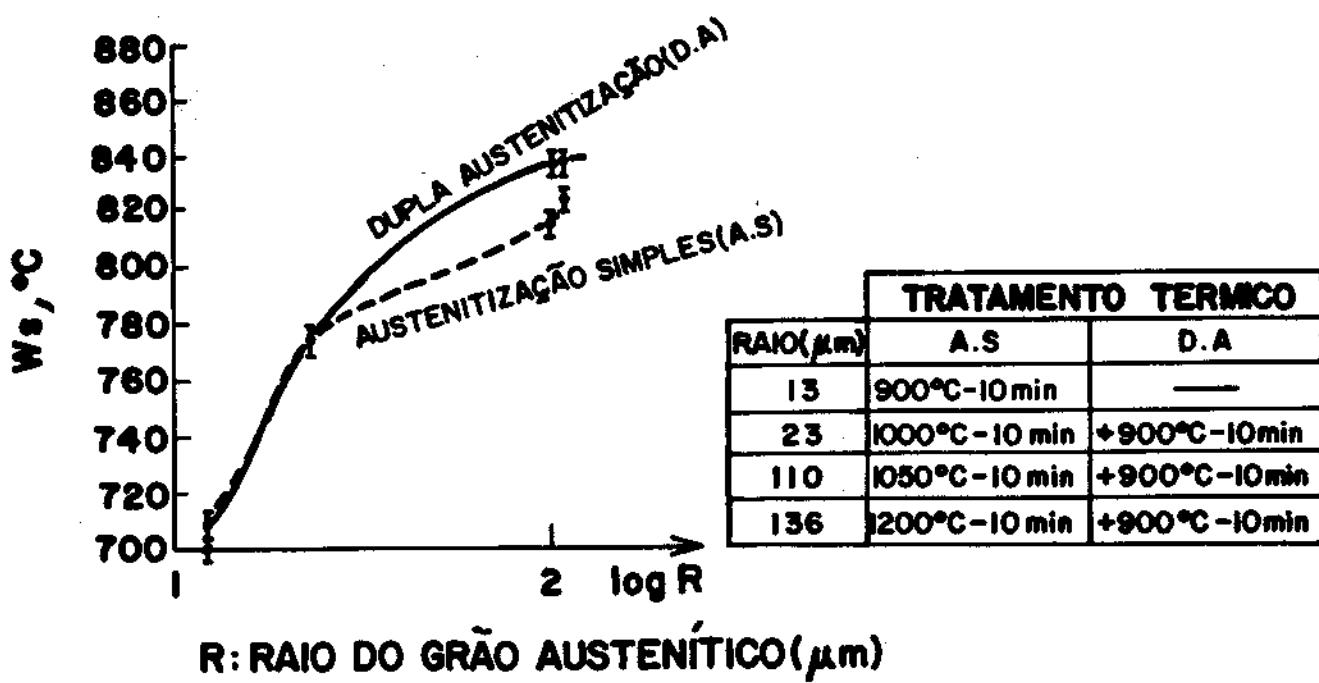


Figura 25 Variação da temperatura W_s , com o tamanho do grão austenítico, obtidos por dupla austenização e por austenização simples (60).

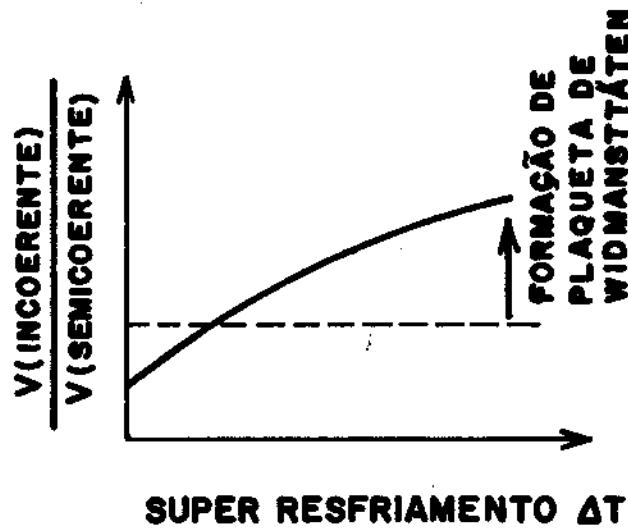


Figura 26 Mobilidade das interfaces incoerente e semi-coerente com o super-resfriamento (24).

Aaronson e Aaron (52) propõem um modelo para explicar a formação de plaquetas primárias baseado na morfologia do núcleo de ferrita,

obtida pelo balanço dos termos interfaciais (figura 27), e na eficiência da difusão do carbono pelo contorno de grão. A teoria proposta afirma que núcleos de ferrita formados em contornos de pequeno ângulo ($\theta < 10-15^\circ$) ou em contornos de grande ângulo de "quasi" coincidência crescem com morfologia de plaqueta ou agulha. A combinação da anisotropia da energia de interface $\gamma_{\alpha/\delta}$, e possivelmente, da energia de deformação do reticulado, com a tendência termodinâmica de minimizar a energia gasta com criação de interfaces núcleo/matriz assegura, respeitadas outras condições de contorno, que o núcleo de ferrita tenha a morfologia de plaqueta ou agulha (52). Uma vez formado o núcleo, o mesmo não se desenvolve a alotriomorfo devido: à inibição da difusão pelo contorno de grão, causada pela existência de regiões coerentes nos contornos de baixa energia e de "quasi" coincidência; ao balanço energético dos termos interfaciais, que desfavorece a "molhabilidade" do núcleo em crescimento; à pequena mobilidade das interfaces de baixa energia do núcleo (em forma de plaqueta ou agulha) envolvidas para a formação do alotriomorfo (52).

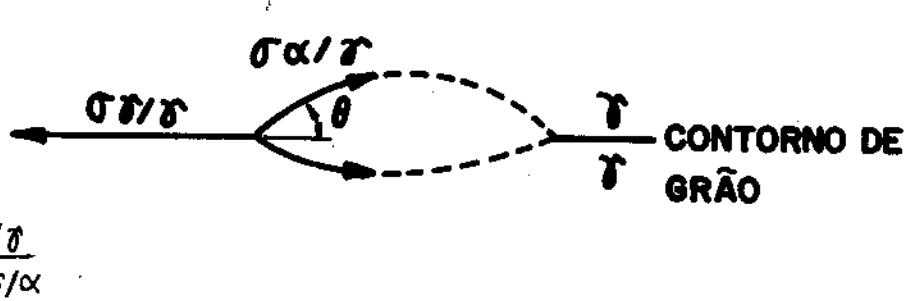


Figura 27 Balanço dos termos interfaciais durante a nucleação(24).

A formação de allotriomorfo em interfaces γ/δ desordenadas seria, então, encorajada pela difusão do carbono pelo contorno do grão e pelo balanço energético dos termos interfaciais (52).

O aumento do tamanho de grão da fase matriz favorece o surgimento de morfologia intragranular (61-63), mesmo para precipitado bainítico (47). A formação de bainita intragranular é também favorecida pela presença de inclusões não metálicas (47). Zhang e Lin (64) mostram que a quantidade de ferrita intragranular é aumentada pela intensificação da segregação do manganês para o contornos de grão austenítico. Estas informações associadas ao modelo anteriormente descrito devem fornecer os subsídios necessários ao entendimento da precipitação intragranular.

Os estudos morfológicos realizados para a bainita mostram que a presença de fase allotriomorfa é favorecida em grãos austeníticos refinados (48), enquanto que para grãos grosseiros a morfologia tende a placa intragranular (47). Estas alterações morfológicas estão em acordo com a teoria apresentada para a precipitação de ferrita.

1.5 Objetivo

O objetivo do presente trabalho é verificar o efeito do refino do grão austenítico, obtido via austenitzação rápida, sobre a cinética e a morfologia da reação bainítica em ferros fundidos nodulares. Serão também levantadas algumas propriedades mecânicas para averiguar a aplicabilidade do refino do grão austenítico como meio de otimizar as propriedades mecânicas dos FFNA.

2 - PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Objetivou-se a produção de 3 tamanhos de grão austenítico (GG, GM, GR) para posterior tratamento térmico de austempera. Os estudos cinéticos e morfológicos foram realizados em corpos-de-prova

retirados de um fundido espesso ($\delta = 10\text{cm}$) com composição química dada na tabela 4. Devido à dificuldade na extração de corpos-de-prova de tração isentos de defeitos de fundição (3º parágrafo-pg - 06) a partir deste fundido, optou-se pela utilização de blocos "Y" de 25mm de espessura com composição química dada na tabela 7.

2.1 Obtenção dos Corpos-de-Prova (para ensaio cinético e exame morfológico)

A partir de uma barra fundida de ferro nodular (100x100x400mm) foram extraídos corpos-de-prova para posterior tratamento térmico e observação metalográfica (figura 28). A composição química da barra encontra-se na tabela 4.

Tabela 4 Composição química da barra fundida

C	Si	Ni	Cu	Mn	Mo	Cr	P	Al	N
3,19	2,80	1,80	1,40	0,44	0,21	0,11	0,07	0,01	0,0072

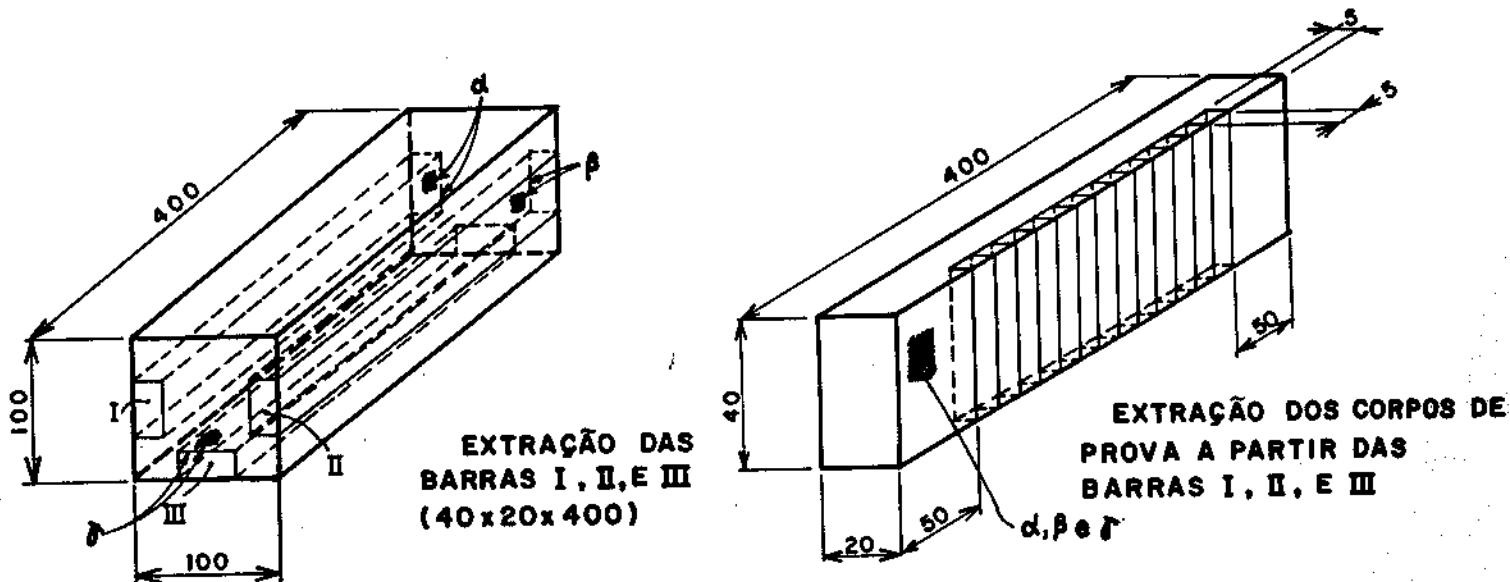


Figura 28 Posição de extração dos corpos-de-prova.

2.2 Fornos de Tratamento Térmico

Para os tratamentos térmicos de austenitização e austempera foram utilizados 3 fornos dados na tabela 5.

Tabela 5 Tipos de fornos utilizados.

DADOS DOS FORNOS	TRATAMENTO TÉRMICO		
	CRESCIMENTO DO GRÃO	AUSTENITIZAÇÃO	AUSTEMPERA
TIPO DE FORNO	mufla	banho de sal (TOE 35/70) cap: 63 litros	banho de sal (ABO 35/60) cap: 120 litros
FABRICANTE	BRASINET	BRASINET	BRASINET
TEMPERATURA (°C)	1100 ± 10	900 ± 10	350 ± 5
OBSERVAÇÕES	utilização de proteção de carvão	sal utilizado: CE constant-80 BRASINET	sal utilizado: AS-140 BRASINET (a base de nitre- tos)

Para o tratamento térmico de crescimento de grão, realizado em forno tipo mufla, as amostras foram protegidas com carvão para evitar a descarburação. O mapeamento de temperaturas realizado no banho de sal por par termoelétrico cromel-alumel (diâmetro=8mm) mostrou variações menores que 2°C. Durante estes tratamentos respeitou-se a relação:

$$\frac{m}{V} > 10$$

onde m = massa de material a ser tratado em quilogramas;
 V = volume do banho de sal em litros.

O tempo de austenitização foi escolhido, de maneira a haver saturação de carbono na matriz austenítica, a partir da relação: $d < \sqrt{Dt}$, onde d = raio da célula eutética; D = difusividade do carbono da austenita e t = tempo de manutenção a 900°C. O tempo escolhido, 1 hora, tem o valor de \sqrt{Dt} igual à 182 μm, enquanto que o raio médio da célula eutética é aproximadamente 51 μm.

2.3 Tratamentos Térmicos

Foram utilizados 3 diferentes ciclos de tratamento térmico para a produção dos grãos GG, GM e GR. Para que o efeito do tamanho do grão fosse isolado, o teor de carbono dissolvido na austenita foi mantido constante e igual ao teor de saturação à temperatura de 900°C. Foram evitados tratamentos que alterassem significativamente a segregação intercelular. As amostras foram então transferidas para o tratamento isotérmico a 350°C. As figuras 29a, 29b e 29c mostram os ciclos de tratamento térmico empregados.

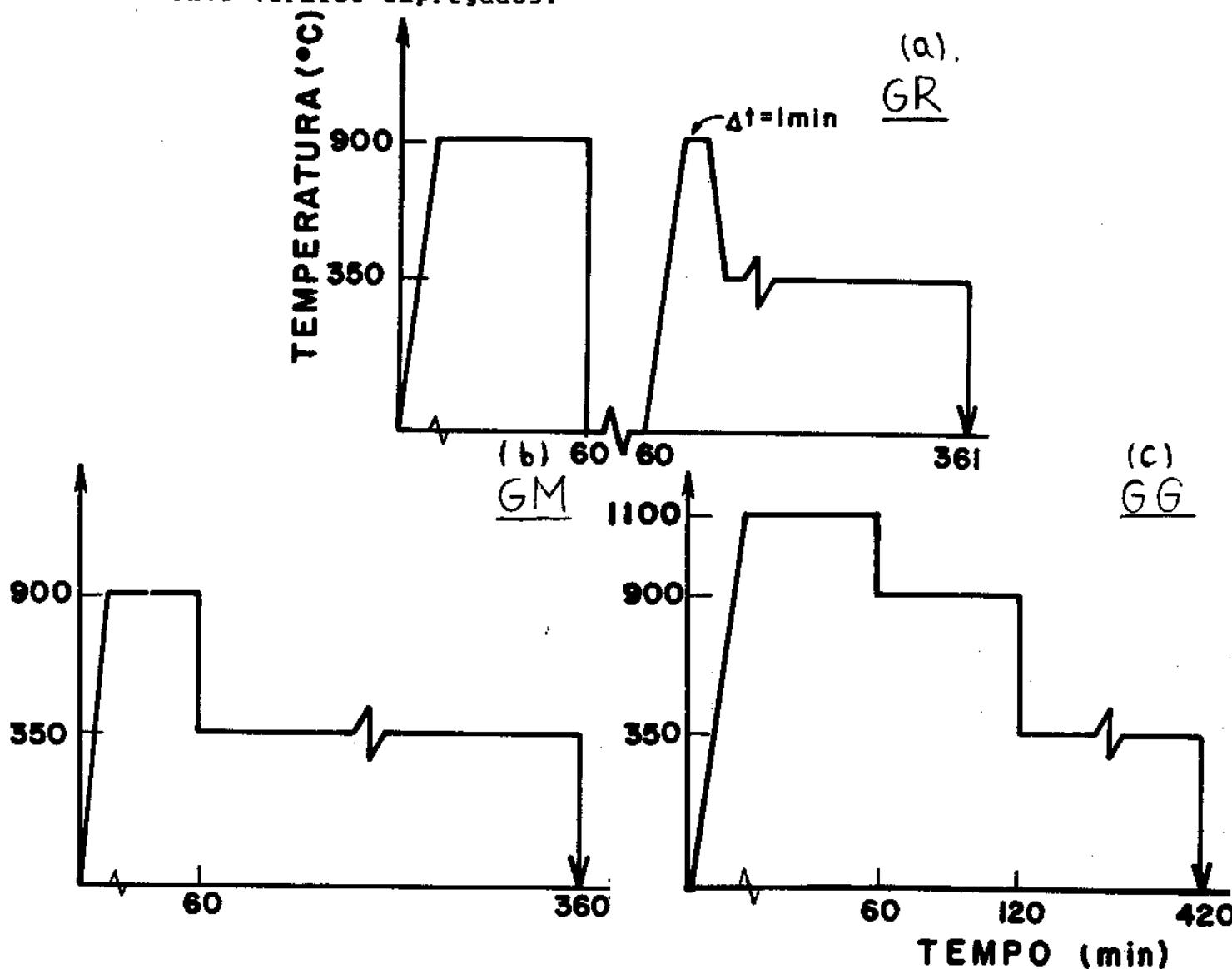


Figura 29 Ciclos de tratamento empregados para a produção de 3 tamanhos de grão austenítico: (a) refinado (GR); (b) mediano (GM); (c) grosso (GG).

Para a determinação do tempo de austenitização final para a produção do grão austenítico refinado, via austenitização rápida de microestruturas martensíticas, foi realizado um experimento prévio onde variou-se o tempo de austenitização a 900°C entre 30 segundos e 4 minutos para investigar a evolução do tamanho do grão austenítico, dada na figura 30. Escolheu-se o tempo de 60 s para a produção da condição GR.

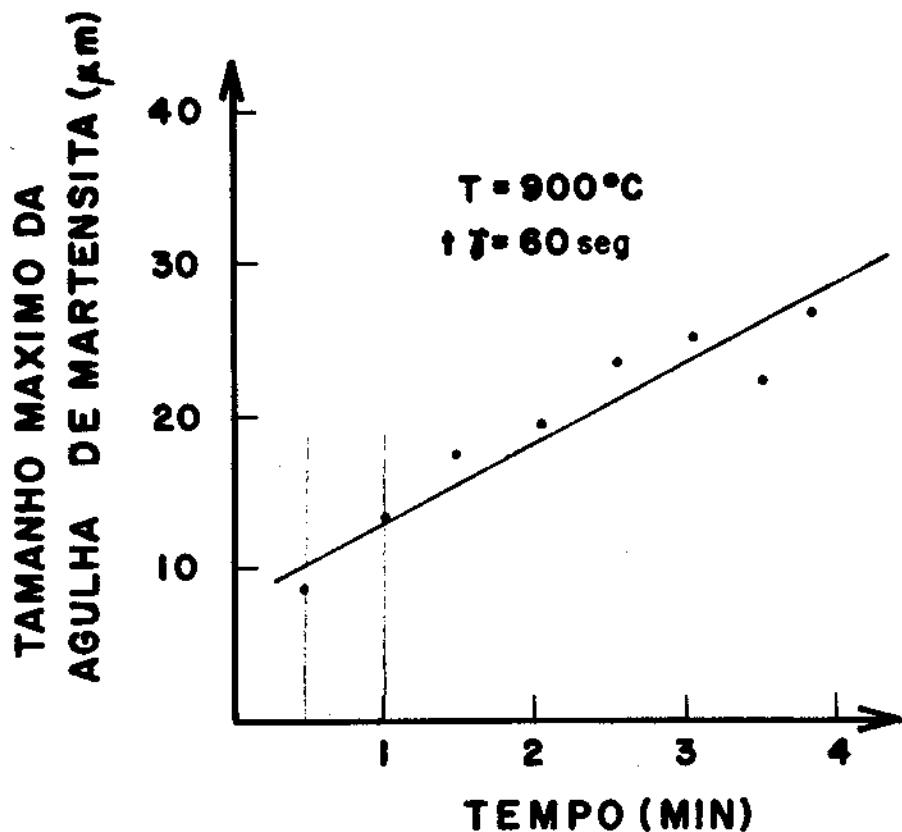


Figura 30 Evolução do tamanho do grão austenítico durante a austenitização rápida (amostra de espessura = 5 mm).

O tempo de transferência dos corpos-de-prova da austenitização para o tratamento isotérmico a 350°C foi aproximadamente 3 segundos. As amostras foram mantidas a 350°C por tempos de 15 minutos a 5 horas, interrompendo-se o tratamento com resfriamento em água. Amostras foram previamente temperadas da temperatura de austenitização para a quantificação do tamanho de grão austenítico.

2.4 Análise Metalográfica

Vários reagentes e técnicas metalográficas foram utilizadas para revelar o antigo contorno do grão de microestruturas martensíticas, obtidas pela tempeira a partir da temperatura de austenitzação. A tabela 6 traz, resumidamente, uma listagem das técnicas e reagentes utilizados. Como os resultados não foram satisfatórios, utilizou-se o tamanho máximo da agulha de martensita (THAM) como medida indireta do tamanho do grão austenítico (24), figura 31.



Figura 31 Relação esquemática entre o tamanho do grão austenítico e a maior agulha de martensita (24).

As microestruturas martensíticas foram atacadas com NITAL e examinadas em microscópio ótico utilizando-se os aumentos de 200, 500 e 1000 X. As medidas do tamanho da agulha foram realizadas em 30 campos de observação. Em cada campo foram medidas as maiores agulhas de martensita, sendo escolhidas, para a composição da média, as 3 maiores agulhas de cada campo. O tamanho máximo da placa de bainita (THPB) foi medido pela mesma procedimento. A fração volumétrica de bainita foi obtida por contagem utilizando-se um total de 1500 pontos e evitando-se a região intercelular. Algumas amostras foram selecionadas para o exame morfológico, segundo figura 24, em microscópio eletrônico de varredura. Utilizou-se o reagente de KALLING II para caracterizar as fases presentes na microestrutura.

Tabela 6 Técnicas utilizadas para revelar o antigo contorno de grão de microestruturas martensíticas.

TECNICAS DE ATAQUE	REAGENTE	CONDICOES	COMENTARIOS/RESULTADOS
1. QUÍMICO (65)	.26 ÁCIDO PICRICO .1:5 ML TEEPOL, .1 ML HCl (A CADA 10ML DE SOLUÇÃO) .100 ML H ₂ O	T=AMBIENTE t=20 A 30 MINUTOS E T=70°C t=20 A 60 SEGUNDOS	-DELINIEAMENTO INSATISFATÓRIO
2. QUÍMICO (66)	.2 g FeCl ₃ .5 GOTAS DE HCl .100 ML H ₂ O	T=AMBIENTE t=3 A 10 SEGUNDOS	-NÃO HOUVE DELINIEAMENTO DO CONTOURNO DE GRÃO
3. QUÍMICO	.2 g FeCl ₃ .5 ML TEEPOL .1:5 ÁCIDO PICRICO .100 ML ALCOOL ETÍLICO	T=AMBIENTE t=3 A 6 MINUTOS	-BAIXA REPRODUTIBILIDADE. EM ALGUNS CASOS O DELINIEAMENTO FOI SATISFATÓRIO
4. QUÍMICO (65)	.100 ML PICRAL 4%/ .20% DE TEEPOL	T=AMBIENTE T=AMBIENTE	-DELINIEAMENTO INSATISFATÓRIO
5. QUÍMICO	.60 ML ALCOOL ETÍLICO .0,5 g DE ÁCIDO PICRICO .1 g FeCl ₃ .0,5 g DODECILBENZENO SULFATO DE SÓDIO	T=AMBIENTE t=1 A 6 MINUTOS	-DELINIEAMENTO SATISFATÓRIO E BAIXA REPRODUTIBILIDADE
6. QUÍMICO (67)	.100 ML DE SOLUÇÃO SATURADA DE ÁCIDO PICRICO EM ÁLCOOL ETÍLICO .10 ML ALKYLBIMETIL BENZIL CLORETO DE AMONIO (CLORETO DE ZEPHIRAN)	T=AMBIENTE t=1 A 9 MINUTOS	-RESULTADOS INSATISFATÓRIOS
7. QUÍMICO (68)	.100CH ³ ALCOOL ETÍLICO .100CH ³ ÁCIDO PICRICO .20 GOTAS DE HCl CONCENTRADO .20 GOTAS DE TEEPOL	T=AMBIENTE t=ALGUNS MINUTOS	-RESULTADOS INSATISFATÓRIOS
8. ELETROLÍTICO (69)	.25 g (NH ₄) ₂ S ₂ O ₈ .10 ML HCl .100 ML H ₂ O	t=ALGUNS SEGUNDOS U= 5-10V	-NÃO HOUVE VESTÍGIOS DE DELINIEAMENTO DO GRÃO AUSTENITICO
9. OXIDAÇÃO (71)	.100CH ³ HCl .3CH ³ HNO ₃ .80CH ³ ALCOOL METÍLICO	-APOS TEMPORA POLIR A AMOSTRA, EXPO-LA A ATMOSFERA OXIDANTE POR 2H A APROXIMADAMENTE 850°C, SEGU-SE RESFRIOAMENTO EM ÁGUA. -REPOLIMENTO LEVE E ATAQUE QUÍMICO.	-BOM DELINIEAMENTO, MAS OS RESULTADOS FORAM IMPRECISOS PARA O GRÃO REFINADO.
10. OXIDAÇÃO (71)	.50 ML ALCOOL ETÍLICO, .10 ML AGENTE DETERGENTE, .1 ML ÁCIDO PICRICO .1 g COBRE II CLORETO DE AMONIO.	-APOS TEMPORA POLIR A AMOSTRA, EXPO-LA A ATMOSFERA OXIDANTE POR 2H A APROXIMADAMENTE 850°C, SEGU-SE RESFRIOAMENTO EM ÁGUA. -REPOLIMENTO LEVE E ATAQUE QUÍMICO.	-BOM DELINIEAMENTO, MAS OS RESULTADOS FORAM IMPRECISOS.
11. DELINIEAMENTO DO CONTOURNO DE GRÃO REFINADO, POR PRECIPITAL (65) TACAO	.TRATAMENTO TÉRMICO	-RESFRIOAMENTO EM DIFERENTES MEIOS DE TRANSMISSÃO DE CALOR : AR, AREIA DE SILICA E VERMICULITA.	-MATERIAL DE ALTA TEMPERABILIDADE, SEMPRE RESULTOU EM MÁTRIZ MARTENSÍTICA.

Obs - : Para os metodos de ataque químico, tentou-se, na maioria dos casos, uma variação das concentrações de acordo com os resultados obtidos.

2.5 Ensaios Mecânicos (Tração)

Os corpos-de-prova (ASTM 536-A) foram extraídos de blocos Y, com composição química dada na tabela 7, submetidos às ciclagens térmicas mostradas na figura 29 e ensaiados. Devido à diferença na composição química, o tempo de austempera dos c.p.s de tração da condição GG e GR foram extrapolados em função de experimentos cinéticos utilizando-se corpos-de-prova desta mesma composição química na condição GK (figura 32); dos resultados cinéticos obtidos no item 2.4 e mostrados na figura 34. A tabela 8 mostra os tempos de austempera utilizados.

Tabela 7 Composição química dos corpos-de-prova de tração (em %).

!	C	!	Si	!	Mn	!	Cu	!	Mo	!
!	2,26	!	3,0	!	1,8	!	1,5	!	0,2	!

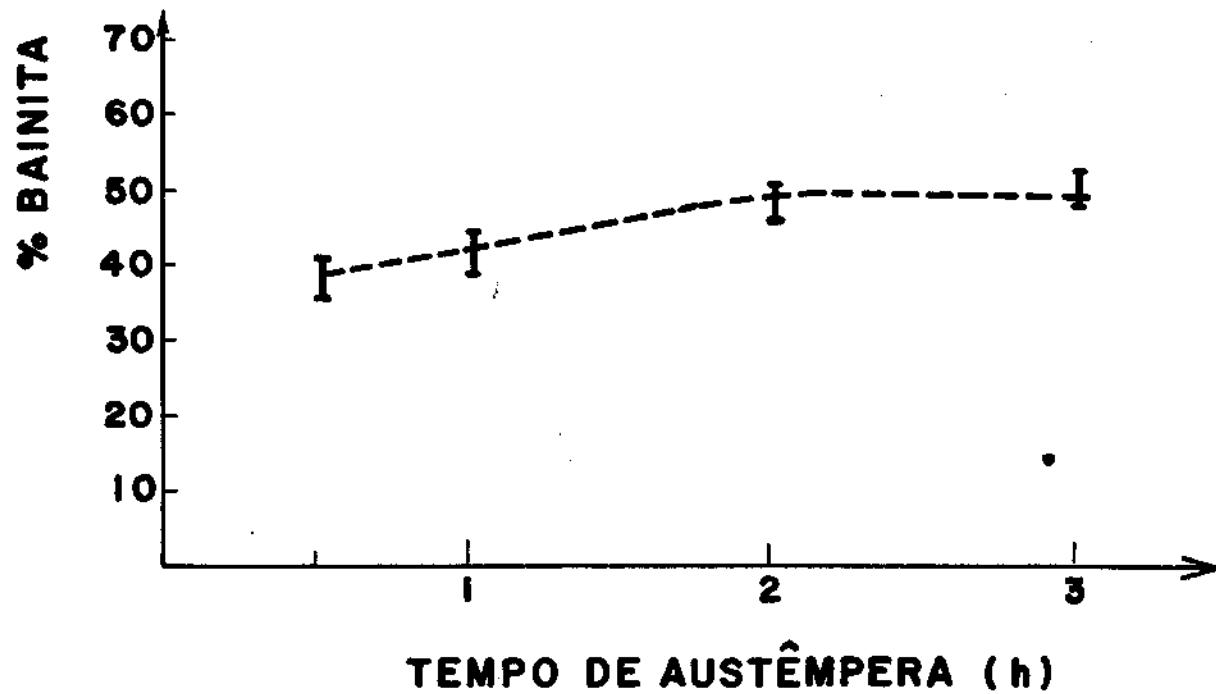


Figura 32 Evolução da reação bainítica para corpos-de-prova de tração (tabela 7) em banho de sal do IPT ($T=360\pm 5^{\circ}\text{C}$).

Tabela 8 Tempo de austêmera a 350°C para os corpos-de-prova de tração.

CONDICIONES	TEMPO(min.)	X BAINITA PREVISTA	X BAINITA APRESENTADA
CG	45	50	54 ± 3
GN	135	50	56 ± 3
GR	90	50	57 ± 3

3 - RESULTADOS

"A descriptive analysis of bank notes is needed...The innocent cupids frolicking about numbers, the goddesses holding tablets of the law, the stalwart heroes sheathing their swords before monetary units, are a world of their own..."

Benjamin, W.

As barras I, II e III da figura 28 foram analisadas quimicamente e metalograficamente e os resultados são mostrados na tabela 9. As barras foram consideradas "homogêneas".

Tabela 9 Análise química e metalográfica das barras utilizadas.

BARRAS-LOCALIZAÇÃO						
COMPOSIÇÃO	IA	IB	IIA	IIB	III A	III B
C	3,33	3,23	3,31	3,12	3,15	3,17
Si	2,68	2,62	2,68	2,60	2,68	2,62
Mn	0,44	0,45	0,44	0,43	0,44	0,43
No	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18	0,18
Ni	1,80	1,80	1,90	1,80	1,90	1,80
Cu	1,40	1,40	1,40	1,40	1,40	1,40
Mg	0,05	0,06	0,05	0,05	0,05	0,05
P	0,005	0,054	0,056	0,057	0,054	0,054
Nº de Nódulos/mm ²	60±9	68±14	55±9	66±10	75±8	78±11
A:Porção Central da Barra; B:Extremidade da Barra						

A figura 33 mostra as microestruturas resultantes da tempeira e a tabela 10 traz as medidas do THAN para as condições GG, GM e GR. Observa-se a eficiência da técnica de refino utilizada.

Tabela 10 Medida indireta do tamanho de grão austenítico (T.G.A.) via tamanho máximo da agulha de martensita (THAN)

CONDICION	THAN (μm)
GG (1000°C - 1h água)	94 \pm 10
GM (900°C - 1h água)	35 \pm 6
GR (GM \rightarrow 900°C - 60s água)	17 \pm 2

Os resultados cinéticos da decomposição austenítica são dados na tabela 11 e figura 34.

Tabela 11 Evolução da fração volumétrica da bainita durante o tratamento isotérmico a 350°C.

TEMPO (s)	XBAINITA- CONDIÇÃO INICIAL		
	GR	GM	GG
900	0,06 \pm 0,03	0,04 \pm 0,03	0,17 \pm 0,04
1800	0,28 \pm 0,03	0,23 \pm 0,03	0,39 \pm 0,04
3600	0,48 \pm 0,04	0,42 \pm 0,04	0,60 \pm 0,05
7200	0,62 \pm 0,05	0,54 \pm 0,05	0,57 \pm 0,06
10800	0,58 \pm 0,04	0,63 \pm 0,04	0,58 \pm 0,05
14400	0,58 \pm 0,04	0,62 \pm 0,05	0,61 \pm 0,04
18000	0,57 \pm 0,06	0,59 \pm 0,05	0,58 \pm 0,05

Os resultados morfológicos são mostrados a seguir. Adotou-se a classificação morfológica proposta por Dubé (52). A figura 35 mostra as microestruturas finais após 5 horas de austempera. Nota-se que a

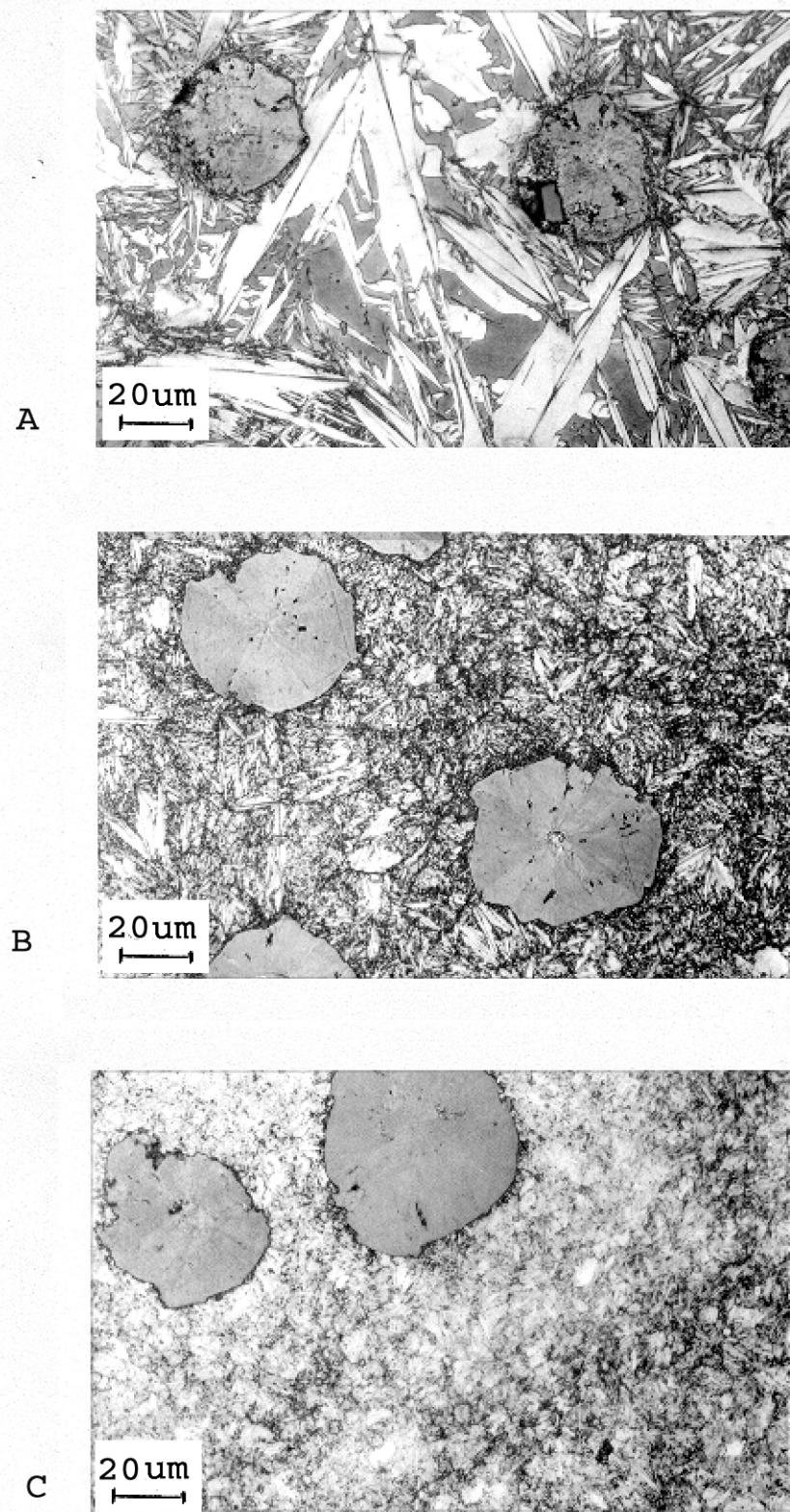
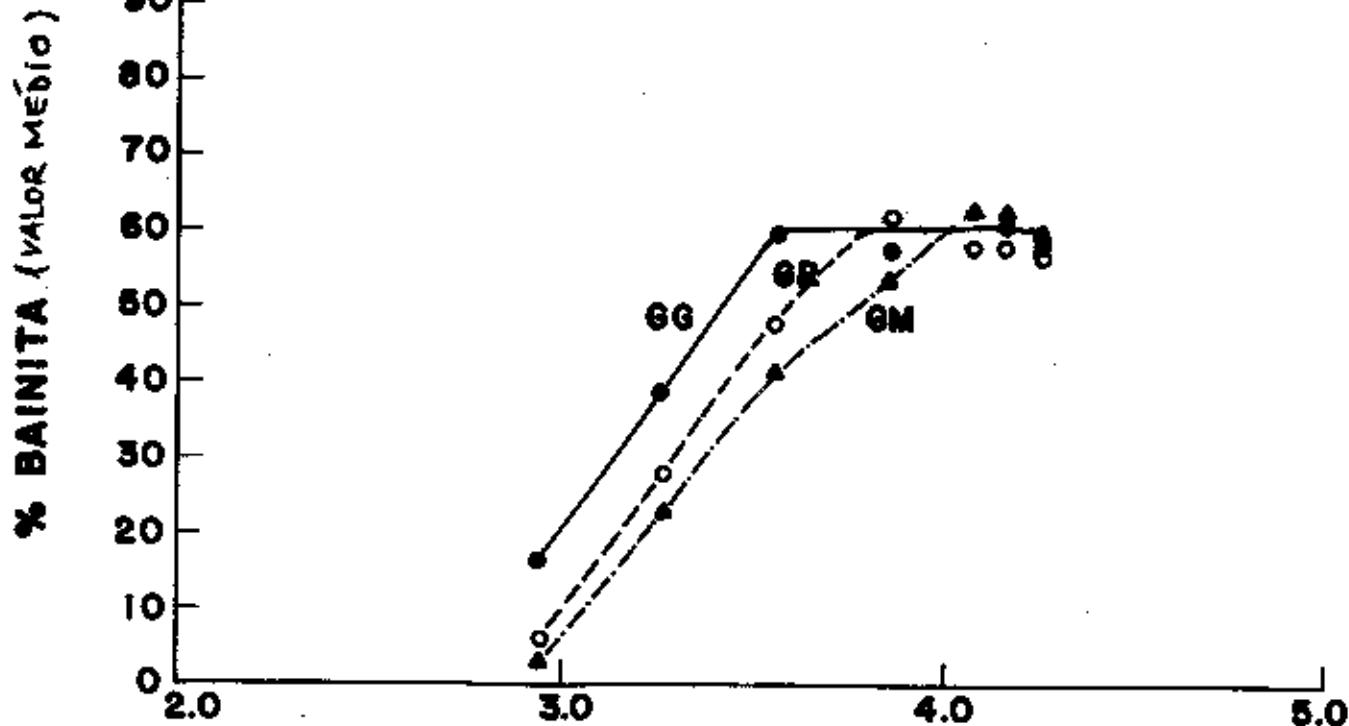


Figura 33 Microestruturas martensíticas obtidas por têmpera:
a)GG, $T_{\gamma} = 1100^{\circ}\text{C}$; b)GM, $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$ e c)GR, $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$.
Aumento 500X.



* GRAFICOS SEM REGRESSÃO LINEAR

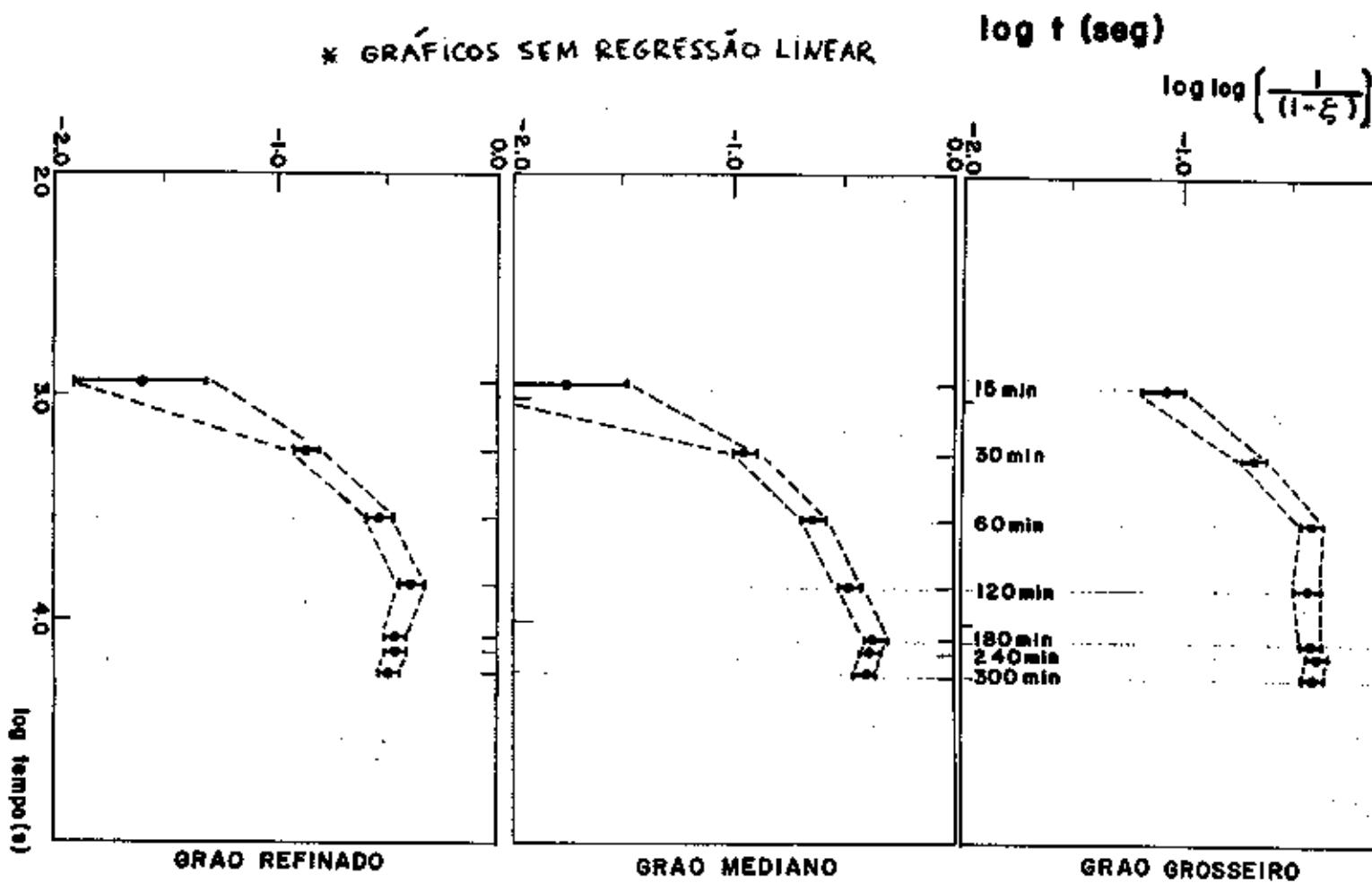


Figura 34 Gráfico de evolução da % B para as condições GG, GM e GR
 (a) $\% B \times \log t$ e (b) $\log \log \left(\frac{1}{(1-\xi)} \right) \times \log t$.
 $\xi =$ fração volumétrica da bainita

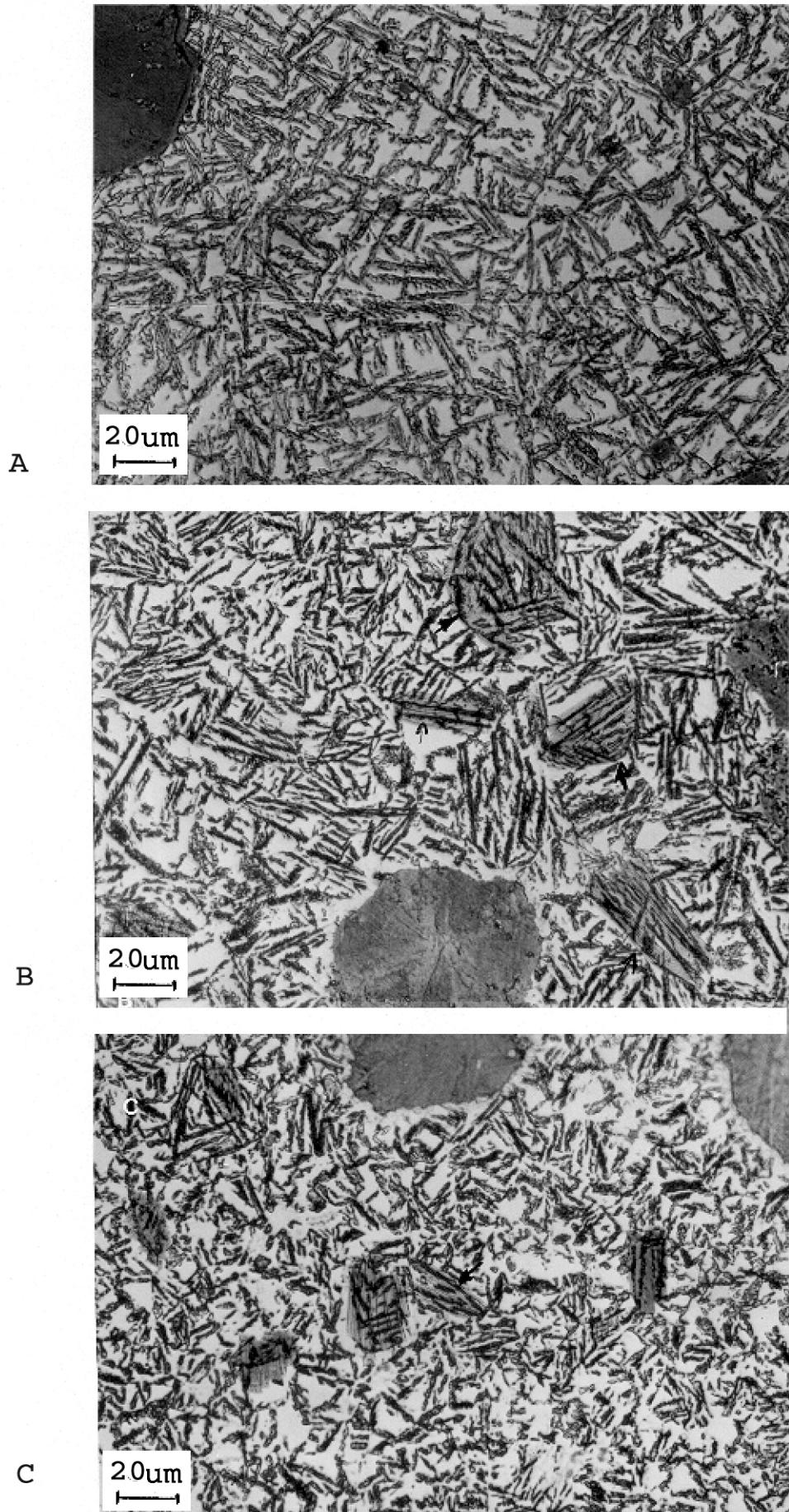


Figura 35 Microestrutura final após 5 horas-350°C: a) GG; b)GM e c) GR. Aumento 500x

estrutura proveniente da condição GR é a mais refinada. A tabela 12 mostra os resultados do tamanho máximo da plaqueta de bainita (TMPB).

Tabela 12 Valores de TMPB.

CONDICÃO	TMPB (μm)
GG	44
GM	33
GR	12

Observou-se, para a condição GG, fina precipitação de nódulos de grafita secundária mostrada na figura 36. Destaca-se a formação preferencial de bainita na região próxima aos nódulos de grafita (figura 36b e 36c).

A figura 37 mostra o inicio da reação bainítica (15 minutos-350°C). Observa-se: a) para a condição GG presença de poucas plaquetas do tipo Widmanstätten e de precipitado intragranular, este último dominante; b) para a condição GM presença de plaquetas de Widmanstätten primárias, formadas diretamente do contorno de grão, e secundárias, formadas a partir do precipitado allotriomorfo; c) a condição GR não apresenta aspectos conclusivos sob microscopia óptica.

A figura 38 mostra, em maior detalhe, a presença majoritária de plaquetas primárias, dominante, e de algumas plaquetas secundárias encontrada para a condição GM.

A morfologia do precipitado resultante da condição GR é mostrada na figura 39. Observa-se: presença de allotriomorfos de contorno de grão (figura 39b-d); formação de plaquetas secundárias (figuras 39e,h); presença de dentes de serra primários (figura 39f); e presença de plaquetas primárias (figura 39g).

A figura 40 compara as microestruturas finais com maior aumento. Observa-se que a morfologia da condição GR difere das demais por não haver presença dominante de plaquetas.

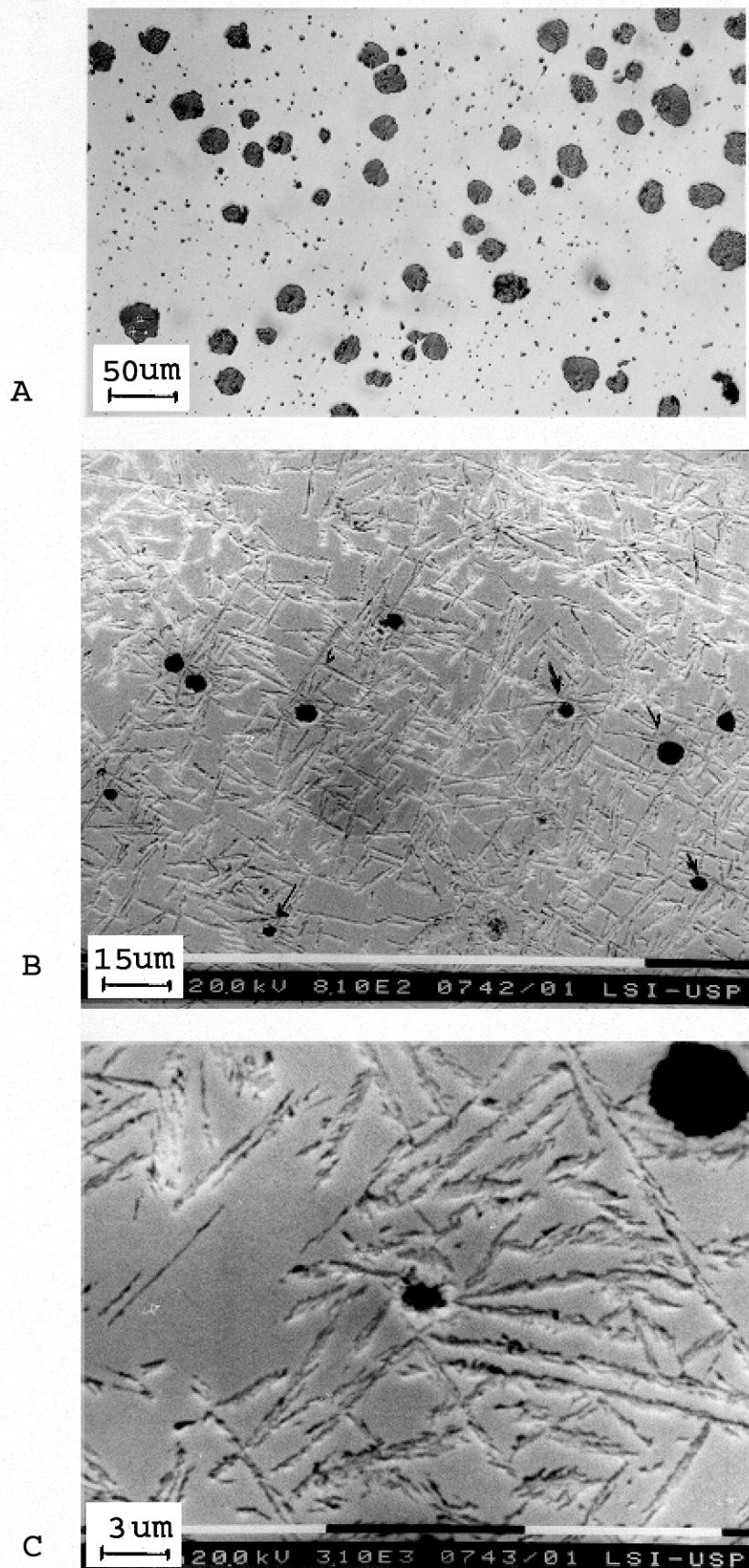


Figura 36 Precipitação de grafita secundária em GG:(a) precipitados secundários de grafita (200x); (b) e (c) morfologia da bainita junto à interface δ/grafita após 1 hora-350°C (MEV).

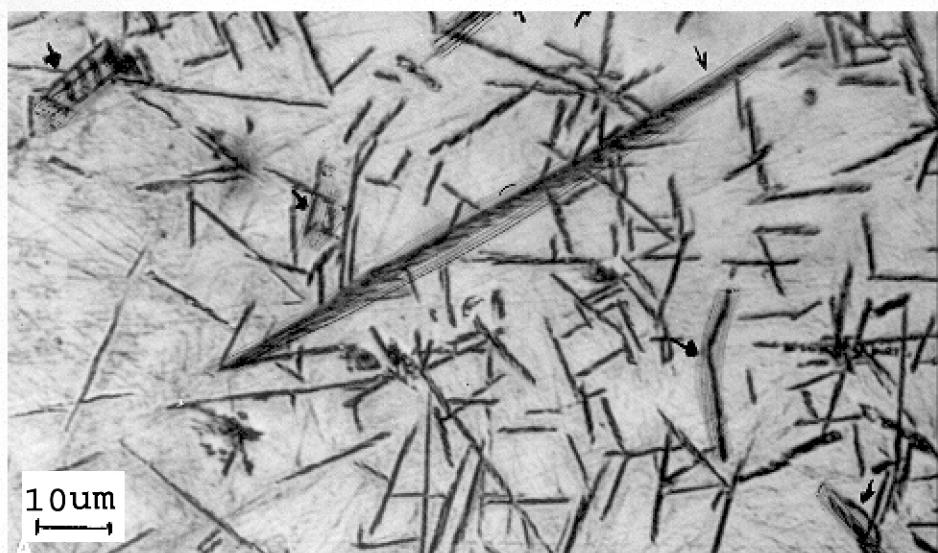
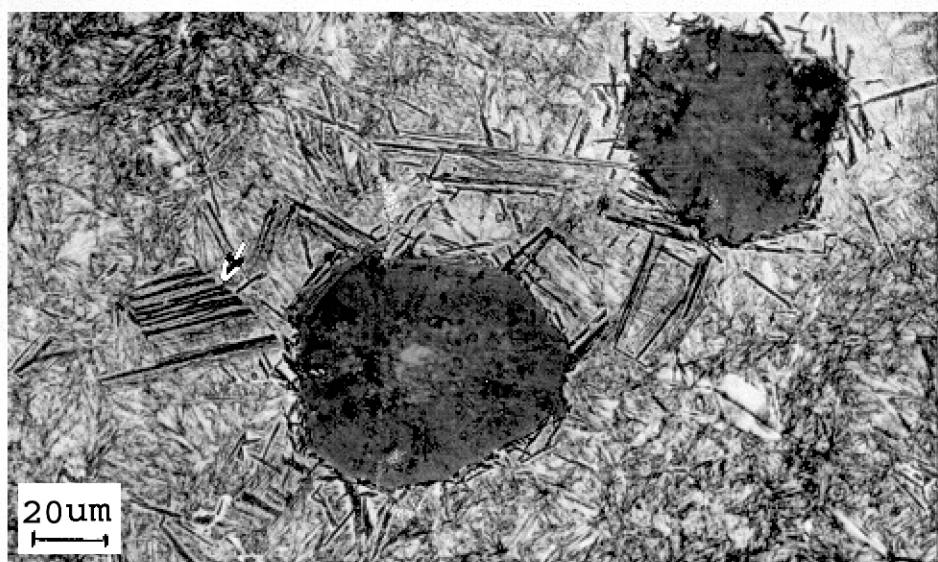
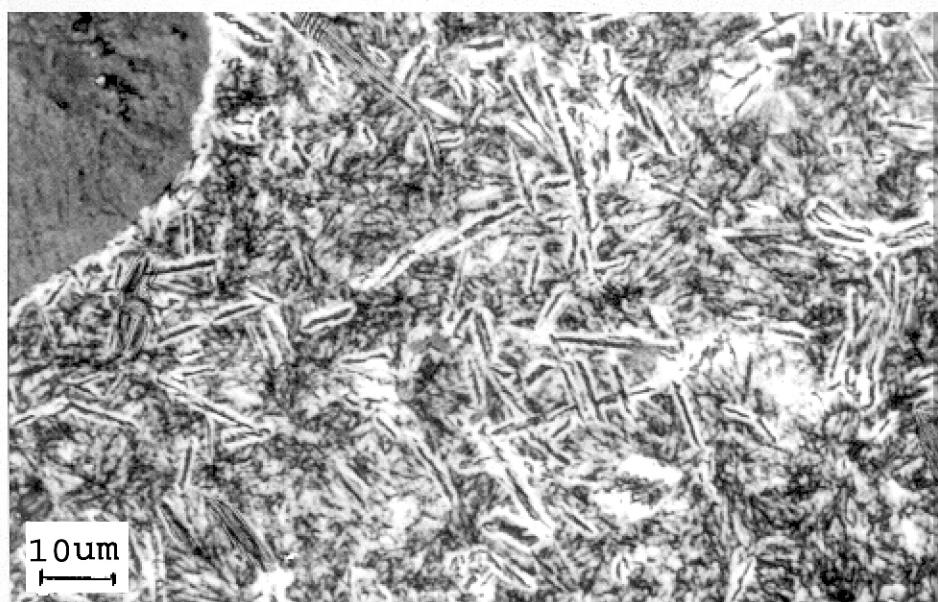
A**B****C**

Figura 37 Microestruturas mostrando o inicio da reação bainítica (15 minutos-350°C): a)GG (1000x); b)GH (500x) e c)GR (1000x).

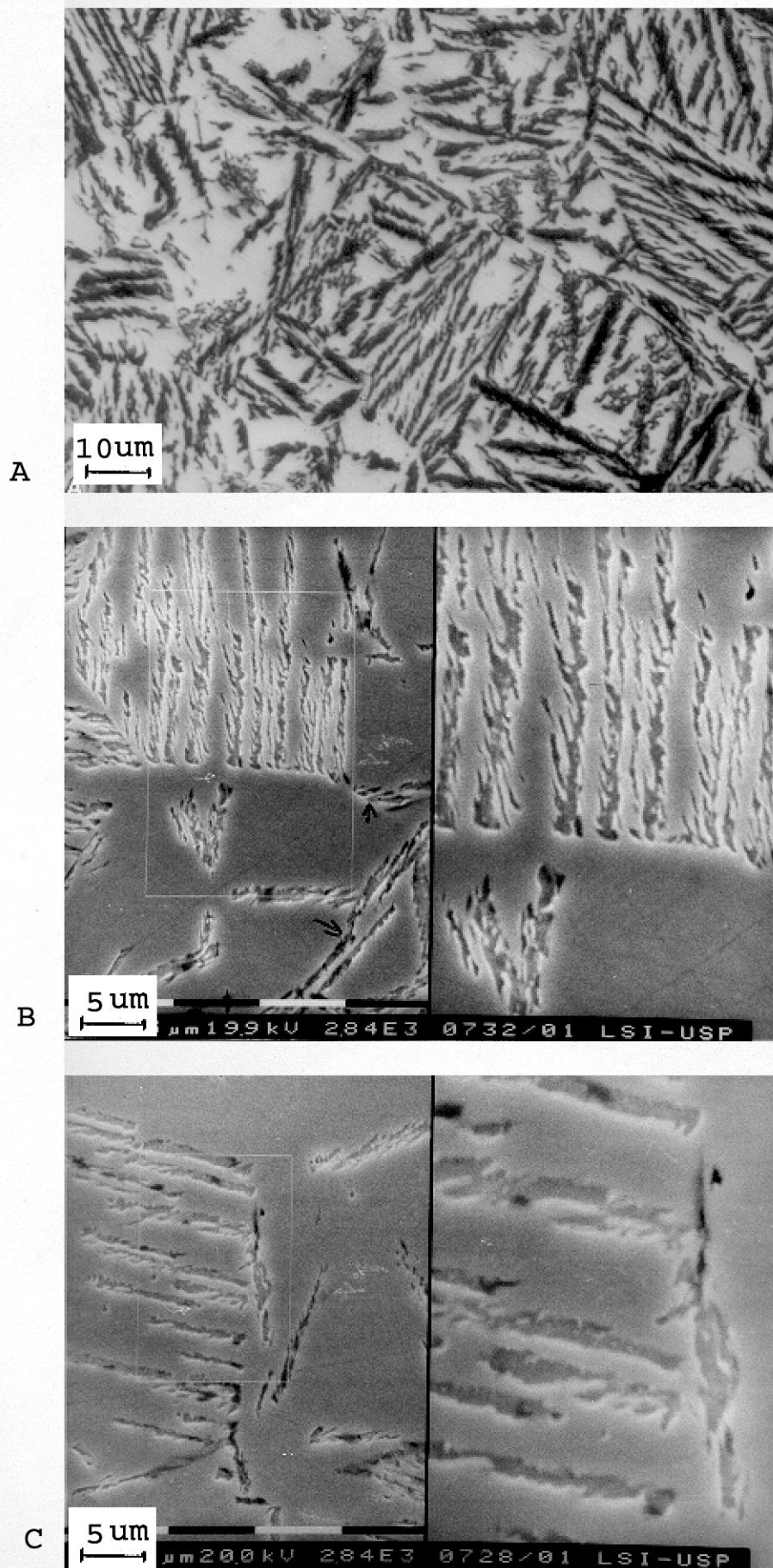


Figura 38 Aspectos morfológicos da bainita para a condição GM:
a) 5 horas-350°C (1000x); b) e c) 30 minutos-350°C (MEV).

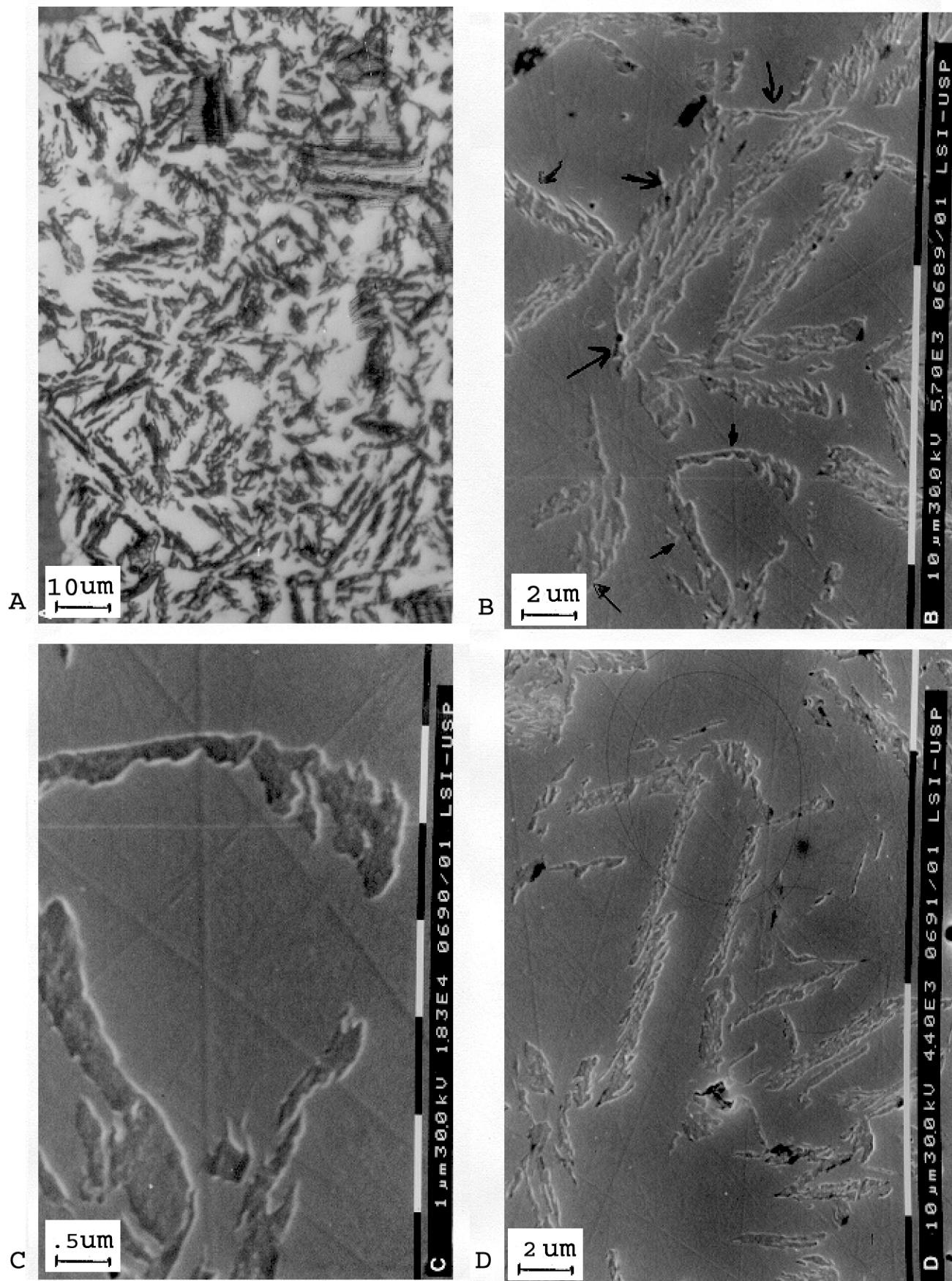


Figura 39 Aspectos morfológicos da bainita para a condição GR:
a) 5 horas-350°C (1000x); b) até d) 30 minutos-350°C (MEV);

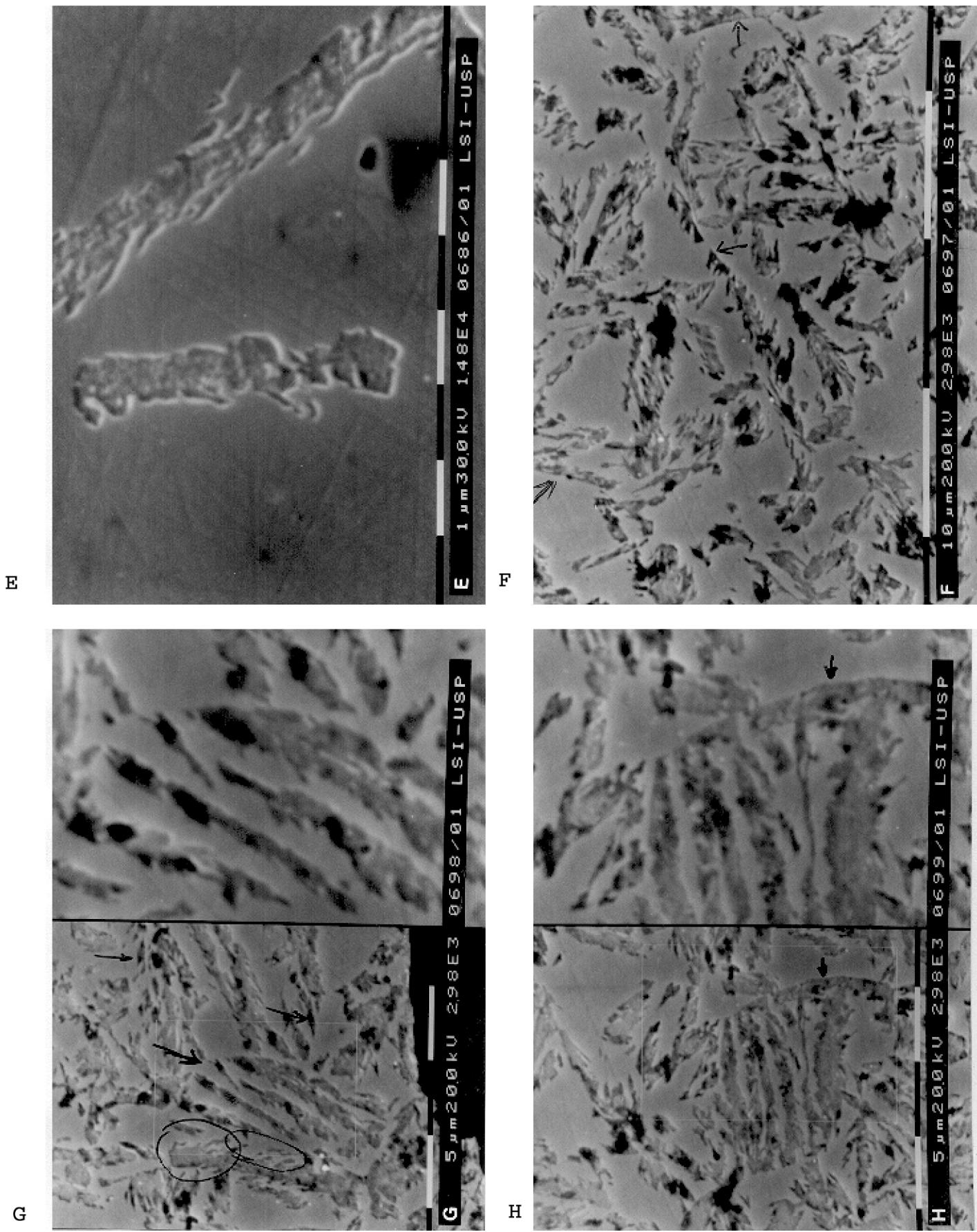


Figura 39 Aspectos morfológicos da bainita para a condição GR:
 e) 30 minutos-350°C ; f) até h) 3 horas-350°C (MEV).

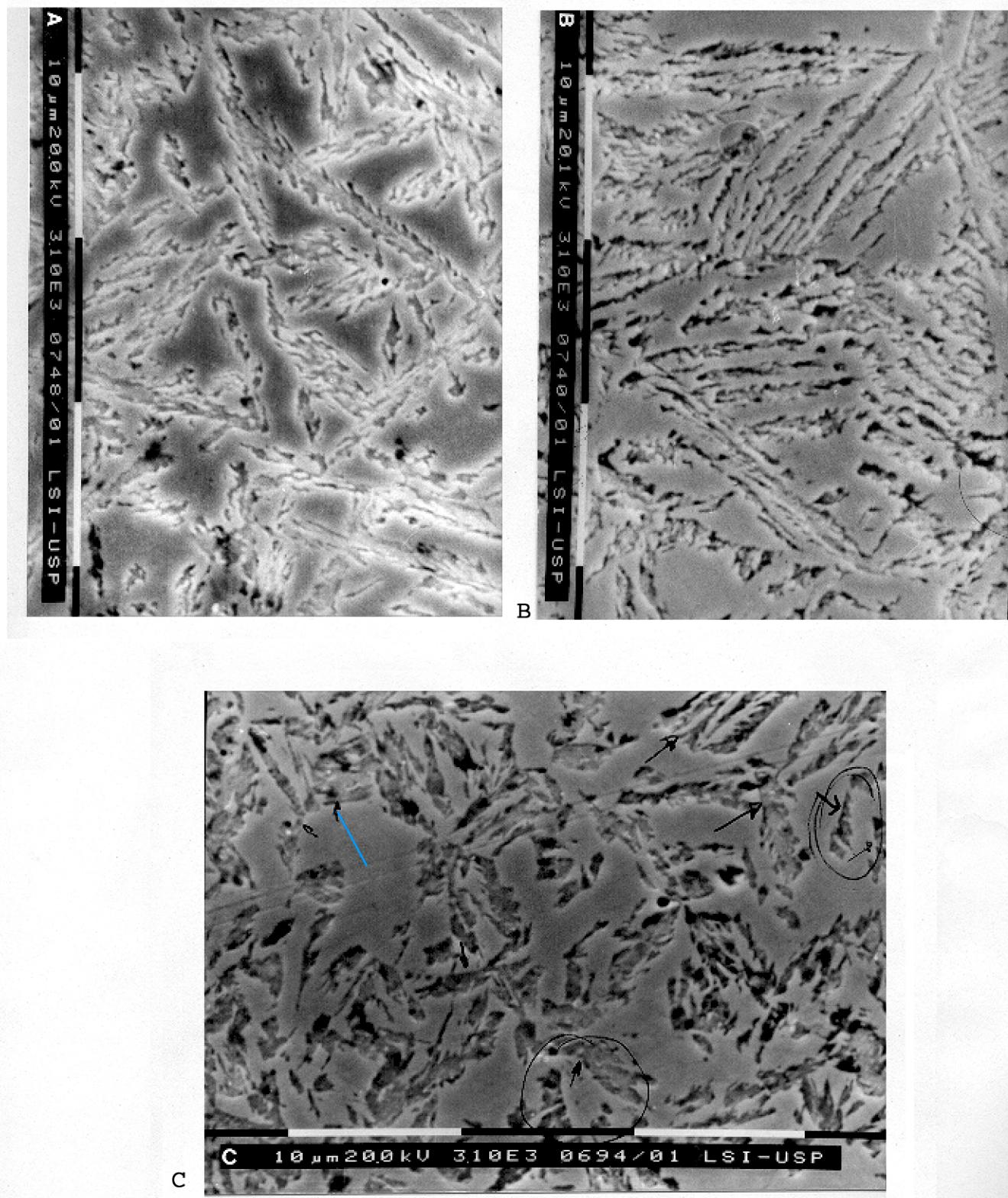


Figura 40 Microestrutura final após 3 horas-350°C (MEV) para as condições: a)GG; b)GM e c)GR.

Os resultados do ensaio de tração são dados na tabela 13.

Tabela 13 Resultados mecânicos (ensaio de tração)

CONDIGAO	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	R.A. (%)	A (%)
	635	1120	6	6
	636	1162	9	8
GG	650	1162	7	7
	605	1085	6	5
média	631	1130	7	6
	712	1118	9	8
	(*)	1129	10	9
GH	648	1132	9	9
	645	1081	7	9
média	668	1115	9	9
	644	1073	8	7
	802	1143	9	8
GR	682	1099	10	7
	818	1054	9	6
média	737	1090	9	7

(*) não determinado

O refino do grão possibilitou atingir a especificação 1050 da norma ASTM dada na tabela 1.

4 - DISCUSSÃO

A discussão dos resultados se dividirá em aspectos cinéticos e morfológicos da reação bainítica.

4.1. Aspectos Cinéticos

A dificuldade encontrada para a revelação e quantificação dos antigos contornos de grão austenítico (tabela 6) foi interpretada em termos da heterogeneidade química do fundido, gerada pela segregação intercelular que ocorre durante a solidificação de ferros fundidos. Este fenômeno pode explicar a existência de algumas regiões preferencialmente atacadas (por oxidação), onde o antigo contorno pode ser revelado. Entretanto, o ataque não uniforme da matriz dificultou a quantificação precisa do tamanho do grão austenítico.

A utilização do TMAM como medida indireta do tamanho de grão austenítico advém da premissa de que a primeira agulha de martensita formada atravessa o grão de um contorno a outro (24). Assumiu-se, desta maneira, uma relação entre estas variáveis do tipo $TGA = TMAM$, onde TGA=tamanho do grão austenítico.

A medida indireta do tamanho de grão austenítico via TMAM tem o inconveniente de não fornecer dados relativos ao tipo de distribuição do primeiro, fato que impossibilita a quantificação exata da quantidade de interfaces γ/δ . A tabela 14 compara o valor de TMAM com medições feitas pelo método por oxidação (tabela 6) e pelo medição das trincas de temperatura.

Tabela 14 Medidas do tamanho de grão austenítico por 3 diferentes técnicas

CONDICIONO	TMAM(μm)	OXIDAÇÃO(μm)	TRINCA DE TEMPERA(μm)
GG	94	38	-
GM	35	19	21
GR	17	11	15

Os resultados mostrados na tabela 14 confirmam a viabilidade da técnica do TMAM como medida indireta do grão austenítico (TGA). Observa-se, no entanto, que para a condição GG a medida do TMAM deve ser super-estimada devido à provável distribuição bimodal do tamanho de grão.

A partir dos resultados experimentais mostrados na figura 34 e tabela 14, determinou-se, para cada condição, o valor experimental do parâmetro $t(50\%)$, tempo necessário à ocorrência de 50% de bainita, a partir da regressão linear dos valores de $\log \left[\frac{1}{1-3} \right] \times \log t$.

O valor teórico de $t(50\%)$ foi determinado a partir da equação (3), assumindo: a) que a nucleação da bainita ocorre no contorno de grão austenítico (47,48), que implica em $m = 1/4$ (58); b) que o tamanho médio do grão austenítico corresponde ao valor do TMAM; e c) que a distribuição do tamanho de grão é do tipo normal. Calculou-se, desta maneira: a) o coeficiente de proporcionalidade K, dado na equação (3), utilizando-se a condição GM como referência; b) o parâmetro $t(50\%)$ para as condições GR e GG (tabela 15).

Tabela 15 Valores teóricos e experimentais de $t(50\%)$

CONDIÇÃO	$t(50\%) \times 10^3 (s)$			
	experimental	teórico		
		tmam	oxidação	trinca
GG	2.6 ± 0.4	7.6	7.0	--
GM	5.9 ± 1.0	5.9	5.9	5.9
GR	4.3 ± 0.7	4.9	5.1	5.4

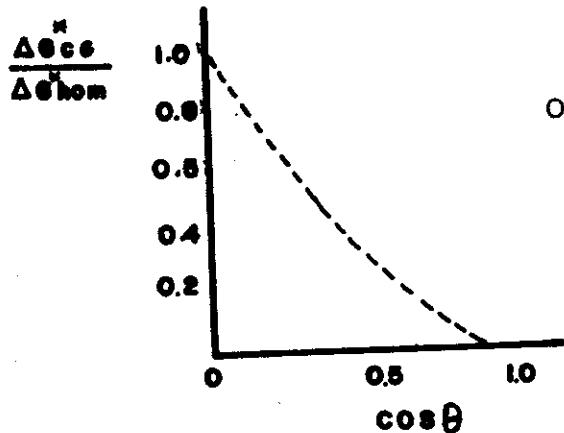
O primeiro resultado a ser discutido é a desigualdade encontrada, para a condição GR, entre os valores teóricos e experimental de $t(50\%)$.

O modelo proposto por Christian (58) baseia-se no efeito da área de contorno de grão por unidade de volume do grão sobre a cinética da reação. Este modelo, relativamente simples, não leva em conta o efeito da energia do contorno de grão sobre a efetividade deste sítio de nucleação.

Interpretou-se o provável resultado da condição GR, $t(50\%)_{\text{experimental}} < t(50\%)_{\text{teórico}}$, como consequência da presença de: 1) outros sítios de nucleação da bainita em GR; e/ou 2) grande quantidade de contornos de alta energia.

A primeira hipótese, existência de outros sítios de nucleação em GR, poderia ser decorrente da presença de discordâncias geradas durante a austenitização rápida (100°C/s) por uma transformação do tipo militar (31,32). Como os estudos morfológicos não comprovaram a operância deste mecanismo, supõe-se que a grande quantidade de contornos de alta energia tenha sido responsável pelo efeito "extra" de aceleração encontrado para GR. Este tipo de interface seria criada durante a austenitização por uma transformação do tipo termicamente ativada. A transformação militar introduziria na microestrutura austenítica interfaces de baixa energia (de macla) (31,32).

A austenitização rápida, utilizada para a produção de GR, ($t=60\text{s}$), provavelmente não permitiu que os processos de minimização da energia dos contornos γ/γ : segregação para contorno de grão (figura 16) e crescimento anisotrópico do grão, evoluíssem de maneira significativa. A presença de contornos γ/γ de alta energia, além de afetar o balanço energético dos termos interfaciais e a morfologia do núcleo formado (52), reduz a barreira energética para a nucleação, favorecendo, assim, a cinética de precipitação (24). A figura 41 ilustra a redução da barreira energética para a nucleação heterogênea em contorno de grão com o aumento da energia da interface γ/γ .



ONDE, ΔG_{cg} : barreira energética para nucleação heterogênea em contorno de grão.

ΔG_{hom} : barreira energética para nucleação homogênea.

$$\cos \theta \text{ (figura 27)} = \frac{\sigma \delta / \gamma}{2 * \sigma \gamma / \alpha}$$

Figura 41 Efeito da energia do contorno de grão sobre a efetividade da nucleação heterogênea em contorno (24)

A diferença significativa, observada para a condição GG, entre os valores experimental e teórico de $t(50\%)$ pode ser explicada pela presença de nódulos secundários de grafita (figura 36) decorrente do ciclo de tratamento térmico empregado. A 1100°C, durante o tratamento de crescimento do grão, há a solubilização dos elementos de liga e do carbono (figura 8), que reprecipita a 900°C na forma de nódulo devido: à alta velocidade de resfriamento utilizada; à supersaturação da austenita em carbono; e à presença de magnésio (75).

Quantifica-se, a seguir, a quantidade de interfaces γ/γ e grafita/ γ para as 3 condições estudadas e utilizando as medidas do TGA via THAM e oxidação, de modo a identificar qual destas interfaces é sítio preferencial de nucleação de bainita. A partir de um diagrama Fe-C, estimou-se, pela regra das alavancas, a fração volumétrica de grafita em equilíbrio com a austenita nas temperaturas de 1100°C e 900°C (tabela 16).

Tabela 16 Fração volumétrica de grafita em equilíbrio com a austenita.

TEMPERATURA (°C)	X GRAFITA	X AUSTENITA
1100	11	89
900	14	86

Definindo que o nódulo primário de grafita tem raio igual a 25 µm a 1100°C, calculou-se o raio deste nódulo a 900°C respeitando novamente as relações volumétricas dadas na tabela 16. Os resultados são mostrados na tabela 17.

Tabela 17 Variação do raio do nódulo de grafita com a temperatura de austenitização.

TEMPERATURA (°C)	X GRAFITA	R (µm)
1100	11	25,0
900	14	27,0

Delimitou-se, a seguir, um cubo de referência de lado $a=84\mu\text{m}$ (equação 4), de forma a conter em seu volume um nódulo primário de grafita e grãos austeníticos, respeitando as relações volumétricas entre austenita e grafita (tabela 16).

$$a^3 = 4/3\pi R^3 / X_g \quad (4)$$

onde a = lado do cubo de referência (μm);
 R = raio do nódulo primário de grafita (μm);
 X_g = fração volumétrica de grafita.

O aumento do raio do nódulo de grafita com o abaixamento da temperatura é conseguido, em condições de equilíbrio, pela deposição do carbono de supersaturação no nódulo primário. Para taxas de resfriamento mais elevadas, os resultados experimentais mostram a precipitação de nódulos secundários para GG (figura 36). Assumindo

que não haja deposição de carbono no nódulo primário e que todo o carbono de supersaturação tenha precipitado como nódulo secundário, calculou-se, a seguir, o número de partículas de grafita precipitada no cubo de referência a partir da equação (5), considerando 3 diferentes raios de precipitado: 0.5, 1.0, 2.0 μm , sendo o último valor o medido para a condição GG (média de 100 medidas). Os resultados são mostrados na tabela 18.

$$n = \frac{(27,0)^3 - (25,0)^3}{r^3} \quad (5)$$

onde r = raio do nódulo secundário (μm);
 n = número de nódulos secundários no volume de referência.

Tabela 18 Relação entre o raio e o número de nódulos precipitados no cubo de referência.

$r(\mu\text{m})$	n
0.5	32.464
1.0	4.058
2.0	507

Para a quantificação da quantidade de interfaces γ/γ e $\gamma/\text{grafita}$ utilizaram-se as equações (6) e (7), assumindo, por hipótese, que: 1) o tamanho médio do grão austenítico corresponde ao valor do TMAM; 2) que a distribuição do tamanho de grão é do tipo normal. Os resultados são mostrados na tabela 19.

$$\text{Área} \left\{ \begin{array}{l} \cdot \gamma/\text{grafite} = 4\pi R^2 \times (R^2 + nxr^2) \\ \cdot \gamma/\gamma (*) = 3,35/Dg \times V \end{array} \right. \quad (6) \quad (7)$$

(*) para grão tetracaidecahedrônico (58)

onde V = volume de austenita no volume de referência (μm^3);
 Dg = diâmetro do grão austenítico (μm);
 R = raio do nódulo primário (μm);
 r = raio do nódulo secundário (μm);
 n = quantidade de nódulos secundários no cubo de referência.

Tabela 19 Quantidade de interfaces γ/γ e γ /grafita.

GRAFITA				AREA DE INTERFACESx1000 (μm^2)			
primaria	secundaria	TGA*		γ/γ *	γ /grafita	TOTAL *	
n	r(μm)	n	r(μm)	(μm)			
PF 1	25	32.464	0,5	94 (38)	18,1 (44,9)	109,9	128,9 (154,8)
PM 1	25	4.058	1,0	94 (38)	18,1 (44,9)	58,9	76,9 (103,8)
GG 1	25	507	2,0	94 (38)	18,1 (44,9)	33,3	51,4 (78,3)
SP 1	27	--	--	94 (38)	18,1 (44,9)	9,1	27,2 (54,1)
GM 1	27	--	--	35 (19)	48,5 (89,9)	9,1	57,7 (99,0)
GR 1	27	--	--	17 (11)	99,9 (155,2)	9,1	109,0 (164,4)

obs: PF=precipitado fino;

PM=precipitado médio;

SP=sem precipitado;

TGA=tamanho do grão austenítico via TMAM;

*= valores entre parênteses referem-se ao tamanho de grão obtido por oxidação (tabela 14)

A análise conjunta da quantidade e tipo de interface (tabela 19) e dos resultados cinéticos (tabela 15) sugere que a interface γ /grafita é sítio preferencial de nucleação de bainita.

Comparando duas condições obtidas experimentalmente, GR x GG, nota-se que, embora a primeira possua maior quantidade total de interfaces ($109.030 \mu\text{m}^2 \times 51.400 \mu\text{m}^2$), a segunda condição tem o valor de $t(50\%)$ experimental significativamente menor ($2.6 \times 10^3 \text{s} \times 4.3 \times 10^3 \text{s}$). Analisando o tipo e a quantidade relativa de interfaces presentes em cada situação, observa-se que a condição GR apresenta 8% de interface γ /grafita, contra os 65% encontrado para GG. Conclui-se que a interface γ /grafita afeta mais fortemente a cinética desta reação do que a interface γ/γ . A utilização dos valores de TGA via oxidação fornece, qualitativamente, a mesma conclusão. Esta coincidência atesta a efetividade do TMAM como medida indireta do TGA.

Extrapolou-se, então, uma equação (8), que relaciona o parâmetro $t(50\%)$ à área de interface γ /grafite, assumindo: 1) que o valor teórico de $t(50\%)$ para GG, 7600s, é valido para a condição SP, onde não ocorre precipitação de grafita secundária (tabela 19); 2) que o valor experimental de $t(50\%)$ para GG, 2600s, equivale ao valor teórico da condição GG, onde o raio do nódulo secundário é igual a 2 μm e a área de interface grafita/austenita igual a $33.340 \mu\text{m}^2$; e 3) que haja uma relação entre a área de interface γ /grafita e a cinética da reação bainítica do tipo: $t(50\%) = k * (\text{área } \gamma / \text{grafita})^m$, onde k = constante.

$$t(50\%) = 1.48 \times 10^7 \times (\text{área } \gamma / \text{grafite})^{-0.83} \quad (8)$$

onde área γ /grafite = $n \times 4 \pi r^2$;
 n = número de nódulos por unidade de volume;
 r = raio do nódulo (μm).

Verificou-se o valor experimental $m=-0.83$ para a área da interface grafita/ γ . Para a interface γ/δ deduziu-se, a partir das equações 3 e 7, o valor $m=-0.25$. Este resultado confirma a hipótese de Lee et alii (16) de que a grafita é sítio preferencial de nucleação da bainita.

Propõe-se que a nucleação preferencial de bainita na interface grafita/ γ seja determinada pelo equilíbrio termodinâmico entre a austenita e a grafita. Com o abaixamento da temperatura o nódulo tende a funcionar como sumidouro de carbono da austenita supersaturada. Cria-se, então, na região adjacente à grafita, uma austenita empobrecida em carbono e com maior potencial termodinâmico para a reação bainítica (figura 18 ou 19). Não foram encontrados estudos que relacionassem a energia da interface grafita/ γ com os diversos tipos de grafita, a saber: amorfa, nodular e em veios, e que

pudessem explicar os resultados cinéticos.

Outras hipóteses foram aventadas para explicar o efeito acelerador encontrado para a condição GG: presença de outros precipitados (26); deformação causada pela contração volumétrica diferencial da austenita e grafita; homogeneização ocorrida a 1100°C (76). A presença de outros precipitados não foi confirmada por microscopia óptica e de varredura. A deformação na austenita é muito baixa devido ao pequeno valor do módulo de Young da grafita (73). O tratamento por 60 minutos a 1100°C não provoca homogeneização significativa dos elementos de liga, conforme mostram os valores de distância de difusão listados na tabela 20 (74).

Para encerrar esta primeira parte da discussão, ressalta-se:

- . a medida do TMAM é uma boa aproximação do tamanho do grão austenítico em FFN;
- . que o refino do grão acelerou a cinética de reação bainítica em FFNA, confirmando os trabalhos de Barford e Owen (57);
- . que a interface δ /grafita é sitio preferencial de nucleação da bainita, confirmando a hipótese de Lee e Voigt (16);
- . a importância do desenvolvimento de uma técnica efetiva para revelação do contorno de grão austenítico de ferros fundidos nodulares;
- . a importância de um estudo mais detalhado da interface δ /grafita.

Tabela 20 Valores de distância de difusão, $(D \cdot t)^{-1/2}$, para Ni, Cu e Mn (3600s-1100°C) (74).

elemento	$(D \cdot t)^{-1/2}$ (μm)
Ni	3,0
Cu	2,1
Mn	1,5

4.2. Aspectos Morfológicos

A discussão que se segue aborda os resultados morfológicos para cada condição estudada. A tabela 21 resume os aspectos morfológicos analisados.

Tabela 21 Resumo dos Aspectos Morfológicos Analisados.

ASPECTOS MORFOLÓGICOS	CONDICÃO		
	GG	GM	GR
.tamanho máximo da plaqueta de bainita(µm)....	44	33	17
.relação TMPB/TMAM.....	0,47	0,94	0,70
.presença de precipitação secundária de nódulos de grafita.....	XX	-	-
.presença de plaquetas de Widmanstätten primárias a partir do contorno do grão.....	X	XX	X
.presença de plaquetas de Widmanstätten a partir do allotriomorfo.....	-	X	XX
.presença de plaquetas intragranulares.....	XX	-	-
.presença de allotriomorfo.....	-	X	XX
.presença de "dente de serra".....	-	-	X

XX = Predominante

X = Observado

- = Não observado

Condição GG: o resultado da relação TMPB/TMAM pode ser interpretado como decorrência da alta taxa de nucleação de bainita nas interfaces austenita/grafita e que leva ao encontro de plaquetas. A pequena quantidade de plaquetas de bainita formadas a partir do contorno de grão sugere a existência: de outros sitios de nucleação mais efetivos (figura 36b e 36c); e/ou de contornos de grão de baixa energia. Não foi possível um estudo conclusivo do tipo de precipitado formado na interface austenita/grafita, entretanto verifica-se que a presença de plaquetas intragranulares de bainita é dominante na microestrutura (figura 35a e 40a). Estudos mais detalhados da morfologia da bainita nesta interface devem ser realizados, mas o exame morfológico da condição GG confirma a interface grafita/austenita como sitio preferencial de nucleação de bainita.

Condição GN: o valor da relação TMPB/TMAM próximo a unidade mostra que as plaquetas de bainita atravessam o grão austenítico de um contorno ao outro (figura 37b). A presença dominante de plaquetas primárias a partir do contorno de grão (figura 38) é explicada pela existência de interfaces austenita/austenita de baixa energia ou de "quasi" coincidência (52). A minimização da energia de interface, que ocorre durante o crescimento do grão austenítico, é obtida: pela segregação de elementos de liga para contorno de grão (25-27), figura 16; e pelo crescimento do grão em orientações preferenciais, pontos de minímo do diagrama polar da energia de interface (figura 42) (27). Explica-se a formação de plaquetas de bainita primárias a partir dos contornos ordenados : 1) pela redução da energia do contorno de grão, que impossibilita que o núcleo precipitado "molhe" o contorno (52); 2) pelo aumento da energia de ativação para difusão de carbono pelo contorno de grão (figura 42) (27). Inibi-se, desta maneira, a precipitação e/ou crescimento de fase alotriomorfa (52). As plaquetas primárias são então desenvolvidas devido: à anisotropia da energia da interface γ/α , e possivelmente, da energia de deformação do reticulado (50); à pequena mobilidade das interfaces de baixa energia do núcleo ; e à ineficiência da difusão em curto circuito (52).

Condição GR: a presença de diversos tipos de morfologia de precipitado sugere a existência de interfaces austenita/austenita ordenadas e desordenadas, havendo predominância da última devido à grande quantidade de alotriomorfos observada (52,60).

Para explicar a grande quantidade de contornos desordenados em GR, propõe-se que o tempo de austenitzação utilizado nesta condição (60s) não seja suficiente nem para os contornos assumam orientações preferenciais que miniminizem a sua energia e nem para que a condição

de segregação de equilíbrio no contorno de grão seja atingida.

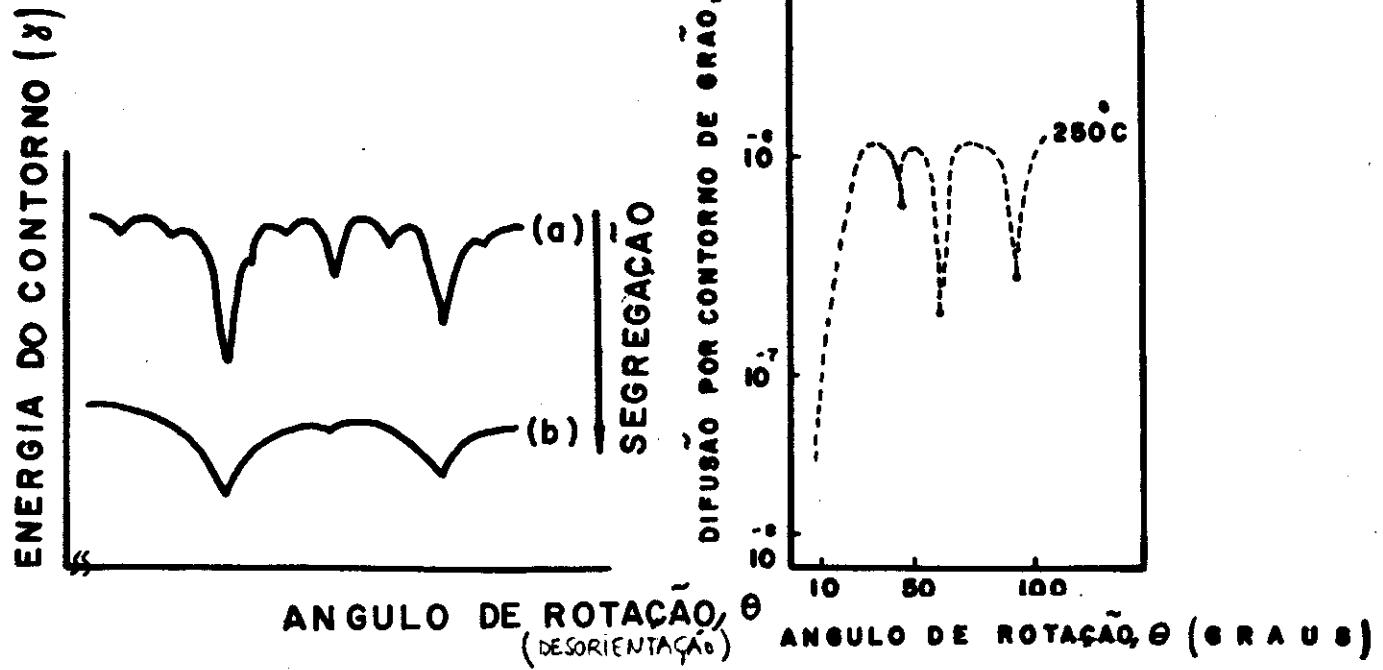


Figura 42 Anisotropia da energia do contorno e do coeficiente de difusão por contorno de grão (27)

A presença de contornos "limpos" e desordenados contribui para a difusão do carbono pelo contorno de grão e para a formação de núcleo de morfologia alotriomorfa (52,60). Adicionalmente, sugere-se que o mecanismo de austenitização dominante seja do tipo termicamente ativado devido à preponderância de precipitados formados a partir de interfaces desordenadas (31,32,52). Caso o mecanismo dominante na austenitização fosse do tipo militar, seria esperada uma maior quantidade de plaquetas primárias devido ao grande ordenamento das interfaces de macla produzidas por este mecanismo (31,32,52,62).

Ensaios mecânicos: tentou-se estabelecer uma relação entre o L.E. e o tamanho máximo da plaqueta de bainita (51,53). A tabela 22 mostra a média dos resultados para o limite de escoamento e o valor de $(\text{TNPB})^{-1/2}$.

Tabela 22 Relação entre o L.E. e $(\text{TMPPB})^{-1/2}$.

CONDICAO	$(\text{TMPPB})^{-1/2}$ ($\mu\text{m}^{-1/2}$)	L.E. (MPa)
GG	0,15	631+16
GM	0,17	668+31
GR	0,24	737+75

O alto valor de desvio padrão encontrado para o L.E. em GR e a presença de nódulos secundários em GG prejudicaram sensivelmente a interpretação dos resultados mecânicos. Como uma primeira aproximação, utilizou-se regressão linear para os valores médios do L.E. versus $(\text{TMPPB})^{-1/2}$ (51,53), equação (9).

$$\text{L.E. (MPa)} = 468 + 1128 * (\text{TMPPB})^{-1/2} \quad (9)$$

Apesar de criticável, a equação representa uma relação do tipo Hall-Petch (51,53), o que pode sugerir a possibilidade de otimização microestrutural dos FFNA via refino de grão. O aumento relativo do limite de escoamento, aproximadamente 17% entre GG e GR, está em acordo com o valor de 24% obtido por Grange (34) para aços bainíticos e possibilitou atingir a especificação da classe 1050 (tabela 1).

Assumindo: tamanho de grão austenítico de 10 μm , obtido por austenitização rápida para $t=30\text{s}$ (figura 30); e relação TMPPB/TMAH = 0,7 (tabela 21), extrapolou-se o valor do L.E.= 894 MPa, utilizando a equação 9, que equivaleria a um aumento de 42% em relação a condição GG.

No entanto, estes resultados só servem para ilustrar a necessidade de estudos mais detalhados do efeito da presença de fase allotriomorfa sobre a morfologia e a distribuição da austenita nos FFNA e nas suas

propriedades mecânicas. Este trabalho não pode confirmar a aplicabilidade tecnológica do refino do grão austenítico como meio de otimizar as propriedades mecânicas dos FFNA.

Em linhas gerais, é notório o efeito do tamanho de grão austenítico sobre a morfologia da bainita.

A evolução morfológica encontrada para a bainita é similar à proposta para a ferrita (47,48,52,59-63), fato que sugere a existência de um componente difusional na reação bainítica.

Quanto a teoria geral de precipitação, parece ser de suma importância relacionar a morfologia do precipitado com o tipo de interface formada durante a austenitização.

Os resultados morfológicos sugerem que o mecanismo dominante durante a austenitização rápida de um FFN a taxas de aquecimento da ordem de 100°C/s seja do tipo termicamente ativado.

Estudos mais detalhados do efeito do refino do grão sobre as propriedades mecânicas dos FFNA deverão ser realizados para confirmar a sua aplicabilidade tecnológica.

3 - CONCLUSÕES

- 1) O refino do grão austenítico acelera a cinética da reação bainítica.
- 2) O refino do grão austenítico aumenta a proporção de fase allotriomorfa em contorno de grão na microestrutura final dos FFNA.
- 3) A austenita supersaturada em carbono presente nos FFN precipita nódulos secundários quando resfriada rapidamente para 900°C.
- 4) A interface austenita/grafita é sitio preferencial para a nucleação de bainita em relação à interface austenita/austenita em relação à interface austenita/austenita.
- 5) As diferentes morfológias de bainita obtidas em FFNA a partir de diferentes tamanhos de grão austenítico puderam ser explicadas pelos modelos propostos para a precipitação de ferrita utilizando a classificação morfológica de Dubé.
- 6) A predominância de precipitado allotriomorfo de contorno de grão encontrado em GR sugere que o mecanismo dominante durante a austenitização rápida do FFN, a taxas de aquecimento da ordem de 10^2 °C/s, seja do tipo termicamente ativado.
- 7) O refino do grão austenítico reduziu o tamanho da plaqueta de bainita e aumentou em 14% o L.E. do FFNA, sugerindo uma relação do tipo Hall-Petch entre estas duas variáveis.

6 - BIBLIOGRAFIA

- 1) HARDING, R. A.; GILBERT, G. M. J. Why the properties of A.D.I. should interest engineers. British Foundryman, Birmingham, v. 79, n. 10, p. 489-496, Dec. 1986.
- 2) JOHANSSON, M. Properties and applications of austempered austenitic-bainitic ductile iron. In: INTERNATIONAL FOUNDRY CONGRESS, 45., 1978, Budapest. Proceedings... Budapest : CIATF, 1978. p. 22.1-22.7.
- 3) MORRISON, J. C.; SMITH, K. J. Cost effective substitution of steel components by S.G. ductile iron. Foundryman, Birmingham, v. 82, n. 3, p. 121-129, Mar. 1989.
- 4) RUNDHAM, K. B. ADI : striving for continuous improvement. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Bloomingdale. Proceedings... Bloomingdale : AFS, 1991. p. 1-21.
- 5) CHRIST, R. J. The status of world wide specifications for A.D.I. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Bloomingdale. Proceedings... Bloomingdale : AFS, 1991. p. 549-566.
- 6) PIESKE, A.; REIMER, J. F.; SANTOS, A. B. S. Ferros fundidos em autopeças em substituição aos aços. Máquinas e Metais, São Paulo, v. 25, n. 279, p. 68-83, Abr. 1989.
- 7) HARDING, R. A. Iron foundry R&D to meet the challenge of the 1990's. In: WORLD FOUNDRY CONGRESS, 57., 1990, Osaka. Papers... Osaka : CIATF/JFS, 1990. p. 1.1-1.18.
- 8) GURIDI, J. R.; ARRIARAN, J.; TARTERA, J. Le développement d'un ensemble mécanique de haute sécurité pour les automobiles en fonte A.D.I. In: WORLD FOUNDRY CONGRESS, 57., 1990, Osaka. Papers... Osaka : CIATF/JFS, 1990. p. 4.1-4.8.
- 9) WATMOUGH, T.; MALESTA, M. J. Strengthening of ductile iron for crankshaft applications. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 84, p. 83-99, 1976.
- 10) KOVACS, B. V. Development of A.D.I. for automobile crankshafts. Journal of Heat Treating, New York, v. 5, n. 1, p. 55-60, 1987.
- 11) MARIOTTO, C. L.; ALBERTIN, E.; FUOCO, R. Sistemas de enchimento e alimentação de peças fundidas. São Paulo : ABM, 1987. 134p.
- 12) SANTOS, A. B. S.; BRANCO, C. H. C. Metalurgia dos ferros fundidos cinzentos e nodulares. São Paulo : IPT, 1977. p. 7-54. (IPT Publicação 1100).
- 13) BOERI, R.; WEIMBERG, F. Microsegregation in ductile iron. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 97, p. 179-184, 1989.

- 14) HAYRYMEN, K. L.; MOORE, D. J.; RUNDMAN, K. B. Heavy section ductile iron: production and microsegregation. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 96, p. 619-32, 1988.
- 15) HAYRYMEN, K. L.; FAUBERT, G. P.; MOORE, D. J.; RUNDMAN, K. B. Heavy section ADI : Microsegregation, microstructure and tensile properties. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 97, p. 747-756, 1989.
- 16) LEE, Y. H.; VOIGT, R.C. The hardenability of 27 ductile irons. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 97, n. 15, p. 915-938, 1989.
- 17) SCHISSLER, J. M.; SAVERNA, J. Segregations effects on the formation of ADI. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Bloomingdale. Proceedings... Bloomingdale : AFS, 1991. p. 71-82.
- 18) VOIGT, R. C.; LOPES Jr., C. R. ADI - process control and quality assurance. Journal of Heat Treating, New York, v. 3, n. 4, p. 291-309, 1984.
- 19) COSTA E SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. 2. ed. Sumaré : Eletrometal, 1988. p. 93-154; p. 191-254.
- 20) KOBAYASHI, T.; YAHAMOTO, H. Development of high toughness in austempered type ductile iron and evaluation of its properties. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 19A, n. 2, p. 319-327, Feb. 1988.
- 21) HILLERT, M.; NILSSON, K.; TORNDALH, L.E. Effect of alloying elements on the formation of austenite and dissolution of cementite. Journal of Iron and Steel Institute, London, v. 209, n. 1, p. 49-66, Jan. 1988.
- 22) THELMING, K. E. Steel and its heat treatment : Bofors handbook. London : Butterworths, 1975. p. 188.
- 23) KRAUSS, G. Principles of heat treatment of steel. 4. ed. Metals Park : ASM, 1987. p. 161-186.
- 24) PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E. Phase transformations in metals and alloys. 3. ed. England : Van Nostrand Reinhold, 1987. 446 p.
- 25) ENAMOTO, H.; WHILE, C. L.; AARONSON, H. I. Evaluation of the effects of segregation on austenite grain boundary energy in Fe-C-X alloys. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 19A, n. 7, p. 1807-1818, July 1988.
- 26) HUME-ROTHERY, W. Estrutura das ligas de ferro: introduç o elementar. São Paulo : Edgar Blucher/USP, 1968. p. 21-41.
- 27) MATERIALS science seminar : grain-boundary structure and kinetics, 1979, Milwaukee. Proceedings... Metals Park : ASM, 1979. 470 p.

- 28)ROBERTS, G. A.; MEHL, R. F. The mechanism and the rate of formation of austenite from ferrite-cementite aggregates. Transactions of the ASM, Metals Park, v.31, p.613-650, Sept. 1943.
- 29)LAW, N. C.; EDMONDS, D. V. The formation of austenite in a low-alloy steel. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 11A, n. 1, p. 33-46, Jan. 1980.
- 30)AZEVEDO, C. R. F.; CASCINY, L.; FURTADO, S.; BOCALLINI Jr., M.; GOLDENSTEIN, H. Austenite grain refinement of an alloyed ductile iron. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Bloomingdale. Proceedings... Bloomingdale : AFS, 1991. p. 577-600.
- 31)APPLE, C. A.; KRAUSS Jr., G. The effect of heating rate on the martensite to austenite transformation in Fe-Ni-C alloys. Acta Metallurgica, Elmsford, v. 20, n. 7, p. 849-856, 1972.
- 32)KRAUSS Jr.; G. Fine structure of austenite produced by the reverse martensitic transformation. Acta Metallurgica, Elmsford, v. 11, n. 11, p. 499-509, 1963.
- 33)GRANGE, R. A. The rapid heat treatment of steel. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 22A, n. 2, p. 65-78, Jan. 1991.
- 34)GRANGE, R. A. Strengthening steel by austenite grain refinement. Transactions of the American Society of Metals, Metals Park, v. 59, n. 1, p. 27-48, Mar. 1966.
- 35)VOIGT, R. C.; LOPER, C. R. Matrix structure development in ductile cast iron. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 97, p. 595-600, 1989.
- 36)KOBAYASHI, T.; YAHAMOTO, H. Transformation induced plasticity in austempered low-alloyed ductile iron. IMONO, Tokyo, v. 59, n. 3, p. 30-34, 1987.
- 37)KAUFMAN, L.; RADCLIFFE, S. V.; COHEN, M. Thermodynamics of bainitic reaction. In: DECOMPOSITION of austenite by diffusional processes. New York : Interscience, 1962. p.313-352.
- 38>BHADESHIA, H. K. D. H.; EDMONDS, D. V. The bainite transformation in a Silicon steel. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 10A, n. 7, p. 895-907, 1979.
- 39)SIKORA, J. A.; DALL'O, H. A. ADI in Argentina : development and applications. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Bloomingdale. Proceedings... Bloomingdale : AFS, 1991. p. 75-89.
- 40)BLACKMORE, P. A.; HARDING, R. A. The effects of metallurgical process variables on the properties of ADI. Birmingham : BCIRA, Sept. 1984. p. 351-363. (BCIRA Report 1590).
- 41)SANDVIK, B. P. J. Bainite reaction in Fe-Si-C alloys : the primary stage. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 13A, n. 5, p. 777-787, 1982.

- 42) ROUNS, T. N.; RUNDHAN, K. B. Constitution of ADI and kinetics of austempering. Transactions of the American Foundrymen's Society, Des Plaines, v. 95, p. 851-874, 1987.
- 43) MOORE, D. J.; ROUNS, T. N.; RUNDHAN, K. B. The effect of heat treatment, mechanical deformation, and alloying element additions on the rate of bainite formation in austempered ductile irons. Journal of Heat Treating, New York, v. 4, n. 1, p. 7-23, 1985.
- 44) TAKITA, M.; UEDA, Y.; OHTA, K. Development of machinable two-stepped austempered ductile iron : microstructure and applications. In: WORLD CONFERENCE ON AUSTEMPERED DUCTILE IRON, 1991, Bloomingdale. Proceedings... Bloomingdale : AFS, 1991. p. 309-319.
- 45) AARONSON, H. I.; DOMIAN, H. A.; POUND, G. M. Thermodynamics of the austenite : proeutectoid ferrite transformation II, Fe-C-X alloys. Transactions of the AIME, New York, v. 236, p. 768-780, May 1966.
- 46) GAGNÉ, M.; FALLON, P. A. Microstructural characteristics of bainitic ductile iron. Canadian Metallurgical Quarterly, Toronto, v. 25, n. 1, p. 79-90, 1986.
- 47) BHADESHIA, H. K. D. H.; CHRISTIAN, J. W. Bainite in steels. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 21A, n. 4, p. 767-797, Apr. 1990.
- 48) AARONSON, H. I.; REYNOLDS Jr., W. T.; SHIFLET, G. J.; SPANOS, G. Bainite viewed three different ways. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 21A, n. 6, p. 1343-1380, Jun. 1990.
- 49) PURDY, G. R.; HILLERT, M. On the nature of bainite transformation in steels. Acta Metallurgica, Elsmford, v. 32, n. 6, p. 823-828, 1984.
- 50) COHEN, M. Ferrous phase transformations : some comments and directions. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PHASE TRANSFORMATION IN FERROUS ALLOYS, 1983, Philadelphia. Proceedings... Warrendale : TMS/AIME, 1984. p. 403-406.
- 51) EDMONDS, D. V.; COCHRANE, R. C. Structure-property relationships in bainitic steels. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 21A, n. 6, p. 1527-1540, 1990.
- 52) AANON, H. B.; AARONSON, H. I. Altering the time cycle of heat treatment by controlling grain boundary and subboundary structure. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 2, n. 1, p. 23-37, 1971.
- 53) HARDER, A. R. Structure-property relationships in ferrous transformation products. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PHASE TRANSFORMATION IN FERROUS ALLOYS, 1983, Philadelphia. Proceedings... Warrendale : TMS/AIME, 1984. p. 11-42.
- 54) HULTGREN, A. Isothermal transformation of austenite. Transactions of the ASM, Metals Park, v. 39, p. 915-1005, 1947.

- 55) WINTERTON, K. The effect of overheating on the transformation characteristics of a Nickel-Chromium-Molybdenum Steel. Journal of the Iron and Steel Institute, London, v. 151, n. 1, p. 79-91, 1945.
- 56) COTTRELL, S. A.; KO, T. Effects of high temperature heating on the isothermal formation of bainite. Journal of the Iron and Steel Institute, London, v. 176, p. 224-228, 1953.
- 57) BARFORD, J.; OWEN, W. S. The effect of austenite grain size and temperature on the rate of bainite formation. Journal of the Iron and Steel Institute, London, v. 197, n. 2, p. 146-151, Feb. 1961.
- 58) CHRISTIAN, J. W. The theory of phase transformation in metals and alloys : part I - equilibrium and general kinetic theory. 2. ed. Oxford : Pergamon, 1975. p. 525-548.
- 59) REYNOLDS, W. T.; ENOMOTO, N.; CARONSON, H. I. The proeutectoid ferrite reaction. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PHASE TRANSFORMATION IN FERROUS ALLOYS, 1983, Philadelphia. Proceedings... Warrendale : TMS/AIHE, 1984. p. 155-200.
- 60) KRAHE, P. R.; KINSHAN, K. R.; AARONSON, H. I. Influence of austenite grain size upon the Widmanstätten-Start (W_s) temperature for the proeutectoid ferrite reaction. Acta Metallurgica, Elmsford, v. 20, n. 9, p. 1109-1121, 1972.
- 61) AARONSON, H. I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reaction. In: DECOMPOSITION of austenite by diffusional processes. New York : Interscience, 1962. p. 387-548.
- 62) AARONSON, H. I. Effects of the proeutectoid ferrite reaction on the formation of pearlite. Transactions of the AIHE, New York, v. 212, p. 212-218, Apr. 1958.
- 63) AARONSON, H. I.; TRIPLETT, W. B.; ANDES, G. M. Phase transformations in hypoeutectoid Ti-Cr alloys. Journal of Metals, New York, v. 9, n. 10, p. 1227-1235, Oct. 1957.
- 64) LIU, S. K.; ZHANG, J. The influence of the Si and Mn concentrations on the kinetics of the bainite transformation in Fe-C-Si-Mn alloys. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 21A, n. 6, p. 1517-1525, Jun. 1990.
- 65) ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS (ABNT). 1987. Revelação do grau austenítico ; Projeto NBR 7555/87. Brasil. 6p.
- 66) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). 1988. Standard methods for microetching metals and alloys ; E407-70. Philadelphia, v. 03-01, p. 505-522.
- 67) BARRACLOUGH, D. R. Etching of prior austenite grain boundaries in martensite. Metallography, New York, v. 6, n. 6, p. 465-472, Dec. 1973.

- 68)KRAHE, P. R.; DESMOUSES, M. Revealing the former austenite grain size boundaries of high-purity iron carbon alloys. Metallography, New York, v. 4, n. 2, p. 171-175, Feb. 1971.
- 69)VISWANATHAN, V. L. A new etchant to reveal prior austenite grain boundaries in martensitic stainless steels. Metallography, New York, v. 10 , n. 3, p. 291-297, July 1977.
- 70)RIEDL, R. A suggestion for the consistent determination of austenite grain size. Practical Metallography, v. 15, n. 11, p. 536-541, Nov. 1978.
- 71)RIEDL, R. The determination of austenite grain size of cast-iron. Practical Metallography, v. 16 , n. 12, p. 570-577, Dec. 1979.
- 72)JAPANESE INDUSTRIAL STANDARDS (JIS). 1977. Methods of austenite grain size test for steel; JIS G 0551. Tokyo. p. 41-53.
- 73)VAN VLACK, L. H. Princípio de ciência dos materiais. São Paulo: Ed. Edgar Blücher, 1970. p. 350 ; p. 398-406.
- 74)SMITHELS, C. J. Diffusion in metals. In: METALS reference book. 4. ed. London : Butterworths, 1967. v. 2 p. 637-683.
- 75)GUESSER, W. L. ; KOHL, R. Ferros Fundidos Maleáveis. Joinville: Sociedade Educacional Tupy, 1984. 87p.
- 76)KHAN, S. A.; BHADESHIA, H. K. D. H. The bainite transformation in chemically heterogeneous 300M high-strength steel. Metallurgical Transactions A, Metals Park, v. 21A, n.4, p. 856-875, April 1990.

7 - RESUMO E ABSTRACT

RESUMO

"Efeito do tamanho de grão austenítico na cinética e morfologia do produto da reação bainítica de um ferro fundido nodular austemperado"

Investigou-se o efeito do tamanho de grão austenítico na cinética e na morfologia do produto da reação bainítica de um ferro fundido nodular austemperado (FFNA). Foram estudados 3 tamanhos de grão, a saber: GG (grão grosseiro); GM (grão mediano); e GR (grão refinado). A condição GR foi obtida pela austenitização rápida de microestruturas martensíticas.

A precipitação inesperada de grafita secundária ocorrida em GG acelerou significativamente a taxa de reação bainítica e possibilitou estudar o efeito da interface austenita/grafita sobre a cinética desta reação.

O refino do grão austenítico acelerou a cinética de precipitação de bainita, aumentou a proporção de precipitado allotriomorfo de contorno de grão na microestrutura e melhorou em 14% o limite de escoamento dos FFNA.

A predominância de precipitado allotriomorfo em GR foi associada ao tipo de interface γ/γ' formada durante a austenitização rápida de FFN a taxas de aquecimento da ordem de 100°C/s. Sugere-se que o mecanismo de austenitização dominante em GR seja do tipo termicamente ativado.

As diferentes morfologias de bainita obtidas a partir de diferentes tamanhos de grão austenítico foram explicadas por modelos propostos para a precipitação de ferrita, utilizando a classificação morfológica de Dubé.

ABSTRACT

"Effect of austenite grain size on kinetics of bainite reaction and its product's morphology"

The effect of austenite grain size on the kinetics and the product's morphology of bainite reaction in an austempered ductile iron (ADI) has been investigated. Three austenite grain sizes were produced: GG (coarse grain); GM (medium grain); and GR (fine grain). The GR condition was obtained by the rapid austenitization of martensitic microstructures.

The unexpected secondary graphite precipitation observed in GG condition strongly accelerated the rate of bainite formation and made possible the study of the effect of austenite/graphite interface on the kinetics of this reaction.

The austenite grain refinement also accelerated the bainite precipitation, increased the proportion of grain boundary allotriomorphs and improved by 14% the yield stress of ADI.

The predominance of grain boundary allotriomorphs in GR was associated to the structure of austenite/austenite interface formed during the rapid austenitization of the studied ductile iron at heating rates of 100°C/s. It is suggested that the dominant mechanism of austenitization in this condition is a thermally activated one.

The different morphologies of bainite obtained from different austenite grain sizes were explained by proposed models for ferrite precipitation using the Dubé's morphological system.

9 - LISTA DE TABELAS E FIGURAS

Pag.

Figura 1	Produção dos E.U.A. de FFN, FFNA, e de aços fundidos e forjados entre 1978 e 1990 (4).....	02
Tabela 1	Propriedades mínimas especificadas para as diversas classes de FFNA-ASTM 897M.....	03
Figura 2	Esquema de um girabrequim mostrando:(a) a localização dos filetes e (b) a localização da deformação (9).....	05
Figura 3	Tratamento térmico de austêmera.....	07
Figura 4	Influência da velocidade de solidificação sobre o super-resfriamento (12).....	08
Tabela 2	Valores de K_i para alguns elementos de liga em FFN(13).....	08
Figura 5	Encapsulamento dos nódulos de grafita pelas dendritas de austenita durante a solidificação de FFN (12).....	09
Figura 6	Mapeamento de segregação para Mn, Mo, Si e Ni em FFN nodular espesso ligado (14).....	10
Figura 7	Esquema mostrando o tamanho do nódulo e a extensão da zona segregada em função da seção do fundido e da velocidade de solidificação (14,15).....	11
Figura 8	Efeito da temperatura de austenitização e do teor de silício sobre o teor de carbono dissolvido na austenita (16).....	12
Figura 9	Esquema mostrando: (a) perfil de segregação do Si, C e Mn após a austenitização; (b) gradiente de temperabilidade resultante (17).....	12
Figura 10	Efeito do tempo de austenitização no ensaio Jominy de temperabilidade para um FFN (16).....	13
Figura 11	Efeito da temperatura de austenitização no ensaio Jominy de temperabilidade para FFN ligado (16).....	14
Figura 12	Efeito da homogeneização a 1000°C por 168h na temperabilidade de um FFN (16).....	14
Figura 13	Diagrama de equilíbrio Fe-C-2%Si (12).....	15
Figura 14	Influência dos elementos de liga na temperatura e no carbono eutetóides do diagrama Fe-C (19).....	16
Figura 15	Variação dos limites de temperatura do campo (+ grafita) na matriz de um F.F.N. (20).....	16

Figura 16 Efeito da temperatura de austenitização sobre a segregação para contorno de grão austenítico e sobre a energia do contorno (25).....	18
Figura 17 Formação de agulhas de austenita a partir de uma agulha de martensita aquecida rapidamente (31).....	19
Figura 18 Curvas de energia livre de γ , α e Fe3C na temperatura de austempera (37).....	20
Figura 19 Equilíbrio metaestável entre austenita e ferrita (37)..	22
Figura 20 Variação esquemática da morfologia da estrutura duplex (+) com o super-resfriamento.....	22
Figura 21 Diagrama Fe-C-2,5%Si mostrando a curva de equilíbrio metaestável γ / (γ + α) (42).....	23
Figura 22 Efeito da adição do elemento X sobre o G -> (45)....	24
Figura 23 Evolução: (a) da $\chi\gamma$; (b) do teor de carbono dissolvido em γ ; (c) da temperatura M_s , com o tempo de austempera para a ZONA 1 (próxima ao nódulo) e ZONA 3 (região intercelular).....	25
Tabela 3 Aços utilizados por Cottrell e Ko (56).....	28
Figura 24 Morfologias de ferrita encontradas, e os tipos de interface γ / δ onde são originadas : a) alotriomorfo de contorno de grão; b) idiomorfo de contorno de grão; c) dente de serra; d) placa de Widmanstatten (primária e secundária); e) placa intragranular e f) idiomorfo (52).....	30
Figura 25 Variação da temperatura M_s com o tamanho do grão austenítico, obtidos por dupla austenização e por austenização simples (60).....	32
Figura 26 Mobilidade das interfaces incoerente e semi-coerente com o super-resfriamento(24).....	32
Figura 27 Balanço dos termos interfaciais durante a nucleação (24).....	33
Tabela 4 Composição química da barra fundida.....	35
Figura 28 Posição de extração dos corpos-de-prova.....	35
Tabela 5 Tipos de fornos utilizados.....	36
Figura 29 Ciclos de tratamento empregados para a produção de 3 tamanhos de grão austenítico: (a) refinado (GR); (b) mediano (GM); e (c) grosso (GG).....	37
Figura 30 Evolução do tamanho do grão austenítico durante a austenização rápida (amostra de espessura=5mm).....	38

Figura 31 Relação esquemática entre o tamanho do grão austenítico e a maior agulha de martensita (24).....	39
Tabela 6 Técnicas utilizadas para revelação do contorno de grão de microestruturas martensíticas.....	40
Tabela 7 Composição química dos corpos-de-prova de tração (em %).....	41
Figura 32 Evolução da reação bainítica para corpos-de-prova de tração (tabela 7) em banho de sal do IPT ($T=360\pm 5^\circ C$)...	41
Tabela 8 Tempo de austêmpera a $350^\circ C$ para os corpos-de-prova de tração.....	42
Tabela 9 Análise química e metalográfica das barras utilizadas.....	42
Tabela 10 Medida indireta do tamanho de grão austenítico (T.G.A.) via tamanho máximo da agulha de martensita (THAM).....	43
Tabela 11 Evolução da fração volumétrica da bainita durante o tratamento isotérmico a $350^\circ C$.....	43
Figura 33 Microestruturas martensíticas obtidas por tempera: a)GG,T =$1100^\circ C$; b)GM,T =$900^\circ C$ e c)GR,T =$900^\circ C(500X)$....	44
Figura 34 Gráfico de evolução da χ_B para as condições GG, GM e GR: (a) $\chi_B \times \log t$ e (b) $\log \log (1-F_{VB}) - i \times \log t$.....	45
Figura 35 Microestrutura final após 5 horas-$350^\circ C$: a) GG; b) GM e c) GR. Aumento500x.....	46
Tabela 12 Valores de TMPB.....	47
Figura 36 Precipitação de grafita secundária em GG: (a) precipitados secundários de grafita (200x); (b) e (c) morfologia da bainita junto à interface /grafita após 1 hora-$350^\circ C$ (MEV).....	48
Figura 37 Microestruturas mostrando o inicio da reação bainítica (15 minutos-$350^\circ C$):a)GG (1000x); b)GM (500x) e c)GR (1000x).....	49
Figura 38 Aspectos morfológicos da bainita para a condição GM: a)5horas-$350^\circ C(1000x)$;b) e c)30minutos-$350^\circ C(MEV)$.....	50
Figura 39 Aspectos morfológicos da bainita para a condição GR: a)5horas-$350^\circ C(1000x)$; b) até e)30minutos-$350^\circ C(MEV)$; f) até h) 3horas-$350^\circ C (MEV)$.....	51
Figura 40 Microestrutura final após 3 horas-$350^\circ C$ (MEV) para as as condições: a)GG; b)GM e c)GR.....	52
Tabela 13 Resultados mecânicos (ensaio de tração).....	53

Tabela 14 Valores do TGA via THAM e oxidação.....	54
Tabela 15 Valores teóricos e experimentais de $t(50\%)$	55
Figura 41 Efeito da energia do contorno de grão sobre a efetividade da nucleação heterogênea em contorno (24)....	57
Tabela 16 Fração volumétrica de grafita em equilíbrio com a austenita.....	58
Tabela 17 Variação do raio do nódulo de grafita com a temperatura de austenização.....	58
Tabela 18 Relação entre o raio e o número de nódulos precipitados no cubo de referência.....	59
Tabela 19 Quantidade de interfaces γ/γ e $\gamma/\text{grafita}$	60
Tabela 20 Valores de distância de difusão, $(Dkt)^{-1/2}$, para Ni, Cu e Mn (3600s-1100°C) (74).....	62
Tabela 21 Resumo dos Aspectos Morfológicos Analisados.....	63
Figura 42 Anisotropia da energia do contorno e do coeficiente de difusão por contorno de grão (27).....	65
Tabela 22 Relação entre o L.E. e $(TNPB)^{-1/2}$	66