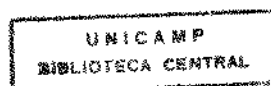


ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE A REDAÇÃO FINAL
DA TESE DEFENDIDA POR Sergio Nonfumei Doi
E APROVADA PELA
COMISSÃO JULGADORA EM 12 / 12 / 91.
LL
ORIENTADOR

"EFEITO DO NÍOBIO SOBRE O PROCESSAMENTO
AUSTENÍTICO E A TRANSFORMAÇÃO PARA
PERLITA EM AÇOS EUTETÓIDES."

037/91



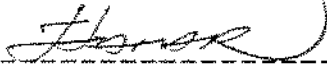
UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECANICA

Tese de : Doutorado
Título da tese : Efeito do Nióbio Sobre o Processamento
Austenítico e a Transformação Para
Perlita em Aços Eutetóides.
Autor : Sergio Norifumi Doi.⁶⁸⁴
Orientador : Prof. Dr. Paulo Roberto Mei,³⁸⁶⁸⁻
Co-orientador : Prof. Dr. Hans Jurgen Kestenbach.⁸

Aprovado por



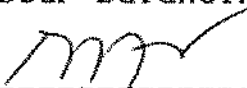
Prof. Dr. Paulo Roberto Mei, Presidente.



Prof. Dr. Itamar Ferreira.



Prof. Dr. Oscar Balancin.



Prof. Dr. Rezende Gomes dos Santos.



Eng. Dr. Roberto Hid Bukalil.

Campinas, 12 de dezembro de 1991.

AGRADECIMENTOS

Aos professores doutores Paulo Roberto Mei e Hans Jürgen Kestenbach pelas orientações, discussões, críticas e sugestões na preparação desta tese.

À Companhia Siderúrgica Paulista-COSIPA, pela oportunidade de realização do curso de pós-graduação, além do apoio financeiro através do convênio FUNCAMP / COSIPA número 443/01.

À Eletrometal S.A.-Metais Especiais pela preparação dos aços utilizados neste trabalho.

Ao CNPq e à FAPESP pelos auxílios financeiros recebidos.

Ao professor doutor Oscar Balancin, do Departamento de Materiais de Universidade Federal de São Carlos, pela utilização do Laboratório de Tratamentos Termomecânicos e discussões sobre laminação.

Aos amigos, técnicos e funcionários do DEMA / UNICAMP e DEMA / UFSCar, por todo auxílio e atenção.

Aos colegas e funcionários da COSIPA, pela valiosa colaboração e incentivo no desenvolvimento experimental.

À todas as pessoas que de alguma forma contribuíram para a elaboração deste trabalho.

E principalmente à minha esposa, Celina, pela paciência, compreensão e estímulo.

A Celina, Carla,

Heider e Toshio.

Título: Efeito do nióbio sobre o processamento austenítico e a transformação para perlita em aços eutetóides.

RESUMO

Foram estudadas as relações entre o processamento termomecânico e a presença do nióbio na transformação austenita-perlita, na microestrutura e nas propriedades mecânicas resultantes de aços perlíticos (com e sem adição de nióbio).

Também foram examinados os efeitos do tamanho de grão austenítico, da presença de deformação plástica na austenita não removida por recristalização e do nióbio em solução sólida na austenita, sobre a cinética de transformação austenita-perlita e a microestrutura resultante.

Utilizou-se a técnica de forjamento de pequenas amostras cilíndricas para estudar a cinética de transformação da austenita em perlita, que se manifestou através de dois efeitos distintos:

- o período de incubação, que aumentou muito com o teor de nióbio em solução na austenita e com o crescimento do tamanho de grão austenítico, e diminuiu com o grau de deformação plástica,

- uma vez iniciada, as transformações se procederam com diferentes velocidades para cada condição austenítica distinta. A taxa de nucleação e a taxa de crescimento aumentaram com a diminuição do tamanho de grão austenítico dos aços. A taxa de crescimento dos nódulos de perlita foi pouco afetada pela quantidade de deformação. O aço com nióbio apresentou uma taxa de crescimento menor do que o aço sem nióbio para mesma condição austenítica.

Fizeram-se laminacões em escala de laboratório para estudar o estado austenítico e as propriedades mecânicas resultantes nos dois aços. Os esquemas de laminação foram projetados baseados nos resultados das deformações dos cilindros por forjamento. No esquema A, de laminação, onde todos os quatro passes foram dados a temperatura acima de 1000°C , ocorreu a recristalização total de ambos os aços. No esquema B, onde a temperatura final de laminação foi de 850°C , o aço sem nióbio apresentou uma austenita parcialmente recristalizada e o aço com nióbio uma austenita totalmente deformada sem recristalização. No esquema C, onde a temperatura final de laminação foi de 700°C , o aço sem nióbio ainda continuou apresentando um pouco de recristalização parcial.

As propriedades mecânicas de ambos os aços submetidos ao esquema A de laminação apresentaram valores mais elevados de limites de escoamento e resistência em relação aos esquemas B e C.

O aço com adição de nióbio apresentou valores de limites de escoamento e de resistência maiores para os respectivos esquemas de laminação.

Title: Niobium effect on the austenitic processing and the transformation to pearlite in eutectoid steels.

ABSTRACT

This work describes the relations between thermomechanical processing and the niobium presence in austenite-pearlite transformations and in mechanical properties resultant of pearlitic steels (with or without niobium additions).

It also was examined the austenitic grain size effects, presence of plastic deformations in austenite not removed by recrystallization and niobium in solid solution in austenite on the kinetics of transformation austenite-pearlite and the resultant microstructures.

A forging technique of small cylindrical samples was utilized to study the kinetics of transformation of austenite into pearlite, which was manifested through two different effects:

- the period of incubation greatly increased with the presence of niobium in solution and with the growth in the size of austenitic grain, and decreased with deformation;

- after starting, the transformations occurred in different speeds for each austenitic different condition, so that the nucleation rate and the growth rate of pearlite increased with decrease austenite grain size of both steels. Pearlite growth rate was little affected by deformation. The Nb steel showed a slower growth rate than the Nb free steel, considering the same austenite condition.

Several laboratory scale rolling tests were executed to study the austenitic state and the resultant mechanical properties in both steels. The rolling schemes were designed based on the cylinders deformation results by forging. In scheme A, where all four passes were made within temperatures above 1000°C , and a total recrystallization took place in both steels. In scheme B, with a finishing rolling temperature of 850°C , the Nb free steel showed partially recrystallized austenite and the Nb steel produced fully deformed austenite without recrystallization. In scheme C, with a finishing rolling temperature of 700°C , the steel without niobium still showed a little partial recrystallization.

The mechanical properties of both steels submitted on the rolling scheme A showed higher yield and tensile strength values than schemes B and C.

The niobium addition showed higher yield and tensile strength values for respective schemes of rolling.

INDICE

v

AGRADECIMENTOS.....	1
RESUMO.....	111
ABSTRACT.....	117
INDICE.....	v
CAPITULO 1 - INTRODUÇÃO.....	1
CAPITULO 2 - REVISÃO BIBLIOGRAFICA.....	4
2.1 - Efeito do Tamanho Sobre a Transformação Austenita-Perlita.....	5
2.2 - Efeito da Deformação da Austenita Sobre a Transformação Austenita-Perlita.....	6
2.3 - Efeito do Tamanho do Grão Austenítico Sobre o Tamanho e Morfologia da Colônia de Perlita.....	14
2.4 - Determinação das Taxas de Nucleação e Taxas de Crescimento da Perlita.....	17
2.4.1 - Medidas das Taxas de Nucleação.....	17
2.4.2 - Medidas das Taxas de Crescimento.....	21
2.4.3 - Cinética da Transformação Isotérmica Austenita em Perlita.....	23
CAPITULO 3 - DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL.....	31
3.1 - Preparação dos Aços Experimentais.....	32
3.2 - Forjamento a Quente.....	32
3.3 - Métodos de Processamento Austenítico e Transformação.....	38
3.4 - Características de Deformação dos Cilindros Forjados.....	36
3.5 - Escala da Temperatura de Transformação.....	39
3.6 - Análises Térmicas do Processamento Austenítico e Transformação Isotérmica.....	39
3.7 - Análises Metalográficas.....	42
3.8 - Composição dos Aços 20 e 40.....	42
3.9 - Amostras Experimentais.....	42
3.9.1 - Amostras de Tensão.....	42
3.9.2 - Amostras de Tensão "Incrustadas".....	42

3.10 - Fractografia	53
3.11 - Determinação do Deslizamento Interlamelar da Perlita	53
CAPÍTULO 4 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
4.1 - Heterogeneidade de Deformação nos Cilindros Forjados	57
4.2 - Curvas de Análise Térmica do Processamento Austenítico e de Transformação Isotérmica	57
4.3 - Curvas de Transformação	64
4.3.1 - Efeito do Tamanho de Grão Austenítico Sobre as Curvas de Transformação Austenita-Perlita	67
4.3.2 - Efeito do Nódulo em Solução Sobre as Curvas de Transformação Austenita-Perlita	70
4.3.3 - Efeito da Deformação na Transformação Austenita-Perlita	79
4.4 - Taxa de Crescimento dos Nódulos de Perlita	97
4.5 - Cinética de Transformação Isotérmica da Austenita para Perlita	112
4.6 - Laminagem dos Aços 80 e 8N	121
4.6.1 - Microestrutura dos Aços 80 e 8N Laminados Segundo os Esquemas A, B e C	122
4.6.2 - Ensaios Mecânicos	127
4.6.3 - Fractografia	128
CAPÍTULO 5 - CONCLUSÕES	138
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	143
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	144
APÊNDICE-A Sinterimento, Recuperação e Recristalização	148

C A P Í T U L O 1

INTRODUÇÃO

1. INTRODUÇÃO

Aços com estrutura predominantemente perlítica são utilizados em ampla faixa de aplicações, incluindo trilhos, rodas e eixos para a indústria ferroviária, brocas, barras de concreto armado, arames resistentes à tração (1) e implementos agrícolas. Tradicionalmente, uma maior fração volumétrica de perlita (e, conseqüentemente, uma menor fração de ferrita) é utilizada na microestrutura destes aços para melhorar a resistência mecânica e ao desgaste. Por outro lado, a redução de ferrita pode resultar numa redução drástica da resistência ao impacto e a ductilidade de uma forma geral. Na década de 70 foram detectados problemas relacionados ao desgaste excessivo e prematuro, provocando falhas principalmente em componentes ferroviários (2, 3), que originaram diversos trabalhos de pesquisa sobre os possíveis fatores que controlavam a resistência mecânica, a tenacidade e a ductilidade dos aços perlíticos (4 a 9). Assim, foi estabelecido que o "espaçamento interlamelar" da perlita determinava a resistência mecânica, enquanto que o tamanho de grão austenítico (6) ou o tamanho da colônia perlítica (10) controlava a tenacidade. Além disso, os trabalhos de Hyzak e Bernstein (6) e Bouse, Bernstein e Stone (8) mostraram que, em aços para trilhos (estrutura totalmente perlítica), o processamento termomecânico podia ser utilizado para aumentar a resistência mecânica e a tenacidade simultaneamente. Esta situação favorável existe porque o tamanho de grão austenítico é influenciado principalmente pelas condições de laminação a quente, enquanto que a velocidade de resfriamento após a laminação determina a temperatura de transformação e com isso o espaçamento interlamelar da perlita.

Recomenda-se, geralmente, que trilhos sejam laminados em temperaturas que permitam a recristalização completa da austenita antes de sua transformação para perlita (10). Assim os trabalhos de literatura citados até agora se referem a resultados obtidos a partir da austenita recristalizada. Por outro lado, sabe-se que a laminação controlada, seguida pela transformação austenita-ferrita a partir da austenita não recristalizada, representa um processo muito eficiente para aumentar a resistência mecânica e particularmente a tenacidade em aços de baixo teor de carbono. Este efeito foi estudado e muito bem documentado no caso dos aços ARBL microligados ao nióbio (11). No presente trabalho procura-se analisar as relações entre composição química, parâmetros de tratamentos termomecânicos, estrutura e propriedades mecânicas em aços com alto teor de carbono com e sem microadição de nióbio. Objetivando verificar o efeito da microadição de nióbio, do tamanho de grão austenítico, da presença de deformação plástica na austenita (não removida pela recristalização), e do nióbio em solução na austenita sobre a cinética de transformação da austenita em perlita que define a estrutura e as propriedades mecânicas destes aços.

CAPÍTULO 2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Efeito do Nióbio sobre a Transformação Austenita-Perlita

Há vários anos, pequenas quantidades de nióbio vêm sendo adicionadas em aços carbono, com a finalidade de refinar o grão ferrítico nos produtos laminados a quente (12).

O refino de grão é provocado pelo efeito do nióbio de retardar a recristalização da austenita após deformação a quente, que pode-se dar de duas maneiras, ou o nióbio em solução na austenita ou na forma de precipitados. Para se retardar a cinética de recristalização durante a laminação controlada, o nióbio deve estar em solução na austenita antes do início da deformação plástica (13, 14 e 15).

Mas a solubilidade do nióbio na austenita depende do teor de carbono do aço, e os aços com alto teor de carbono apresentam uma baixa solubilidade de nióbio na austenita. De acordo com as equações de Nordberg e Aronson (16), a solubilidade do nióbio na austenita de aços eutetóides (0,8% C) está limitada em aproximadamente 0,01% de Nb a 1200°C. Este problema da baixa solubilidade do nióbio em aços alto teor de carbono pode explicar o porquê da quantidade restrita de literatura sobre adição de nióbio nestes aços.

Em trabalhos recentes, uma quantidade de 0,01% de Nb em solução na austenita, mostrou ser suficiente para que se observasse um efeito retardador considerável sobre a recristalização dinâmica e estática em aços perlíticos submetidos a ensaios de forjamento à quente (14). Também indicaram uma redução no tamanho médio das colônias perlíticas

(14, 15). Porém, foi observado que este refino da microestrutura perlítica exigiria deformação plástica em dois regimes diferentes de temperaturas, utilizadas normalmente na laminação controlada (14, 15). Os primeiros passes de laminação são realizados a elevadas temperaturas (acima de 1100°C), onde ocorre a recristalização após a deformação plástica, e esta recristalização se responsabilizaria pelo refino de grão austenítico. Esse efeito é particularmente importante no caso de aços perlíticos que exigem temperaturas mais elevadas para o tratamento de solubilização. O efeito do nióbio sobre o refino de grão austenítico deveria surgir apenas durante os passes finais de laminação. Neste caso, a deformação plástica não removida por recristalização levaria ao refino da estrutura perlítica pelo aumento do número de sítios preferenciais, tais como contornos de grão, discordâncias, bandas de deformação, etc., para a nucleação da perlita (14, 15).

2.2. Efeito da Deformação da Austenita sobre a Transformação Austenita - Perlita

Muitos aços desenvolvidos mais recentemente são deformados no estado austenítico à baixas temperaturas, até mesmo na faixa da austenita metaestável. Vários tipos de processamentos termomecânicos foram introduzidos com sucesso nas indústrias e hoje são aplicados extensivamente. Por este motivo é importante examinar o efeito da deformação plástica da austenita sobre a subsequente transformação (17).

A cinética de transformação bem como a microestrutura desenvolvida após a transformação dependem fortemente da estrutura da austenita. Geralmente é obtida uma microestrutura

final fina após a transformação (de ferrita ou perlita) através de um controle severo de temperatura de deformação e da morfologia dos grãos de austenita, bem como da tensão residual da austenita no início da transformação (i.e. as condições de recristalização) (17).

- Estado da Austenita

É bem conhecido que o estado da austenita após deformação a quente influencia sua cinética de transformação para ferrita e/ou perlita e a morfologia dos produtos transformados.

Em aços carbono a morfologia e o encruamento dos grãos de austenita antes da transformação são as características que definem o processo de transformação.

Todas as operações industriais de laminação a quente são compostas de uma sequência de passes de laminação, cada um dos quais podendo impor uma quantidade de deformação diferente ocorrendo em temperaturas distintas. Durante cada processamento o aço sofre encruamento* e recuperação dinâmica* e na maioria dos casos recristalização dinâmica*. Nos intervalos de tempo entre os passes ou após o final da deformação, podem ocorrer mudanças adicionais pela recuperação estática* e recristalização estática*. A ocorrência da recristalização estática durante e/ou após a deformação a quente pode produzir grãos refinados de austenita. Um refinamento mais pronunciado pode ser obtido pelo abaixamento da temperatura de deformação final (mas acima da temperatura final de recristalização) e pelo aumento da deformação por passe, particularmente no último passe de laminação (18).

* Vide Apêndice A

Abaixo de certa temperatura de deformação, a austenita não se recristaliza mais antes da transformação para perlita. Nesta faixa de temperatura as deformações adicionais causam o achatamento dos grãos da austenita. Então o tamanho de grão efetivo da austenita é dado pelo diâmetro menor dos grãos achatados (entre os contornos de grão da austenita), que decrescem com o aumento da deformação aplicada. Quando comparado com a estrutura de grãos poligonais a superfície dos grãos por unidade de volume aumenta com o achatamento dos grãos (19), que leva a sítios adicionais de nucleação para o processo de transformação. Além disso o encruamento da austenita provoca um aumento da taxa de nucleação por área de superfície dos grãos de austenita, e um aumento no número (densidade) de sítios potenciais de nucleação sobre as bandas de deformação (20, 21).

O efeito da deformação da austenita sobre o processo de transformação não pode simplesmente ser deduzido do valor total da deformação. A efetiva influência da sequência dos passes de deformação é o estado final da austenita. Entretanto, é raramente possível dar detalhes completos a respeito das condições austeníticas antes do início da transformação. Mas dois parâmetros metalúrgicos podem ser analisados (pelo menos no caso da ausência do processo de precipitação na austenita) os quais exercem um papel decisivo na transformação da austenita: tamanho de grão e deformação retida.

A seguir, estão apresentados resultados de vários autores que estudaram o efeito da deformação da austenita sobre a sua transformação, em vários tipos de aços que apresentam fenômenos de precipitação.

Walker e Honeycombe (22) submeteram um Aço ABNT-4337

(0,37% C, 0,75% Mn; 0,040% P; 0,040% S; 0,30% Si, 1,80% Ni; 0,80% Cr e 0,25% Mo) a uma deformação de 30% na faixa de 550 a 875°C, e com posterior transformação isotérmica na faixa de temperatura de 600 a 750°C, e observaram:

- uma grande redução na temperabilidade, movendo o cotovelo da curva em C do diagrama TTT de 10 minutos para menos de 40 segundos, que pode ter grande repercussão no tratamento térmico após o processamento termomecânico, como mostra a figura 2.1;
- um aumento na taxa de nucleação da ferrita e da segunda fase (ferrita /carbonetos). O período de incubação para formação de núcleos nos contornos de grão da austenita foi substancialmente reduzido, como pode ser visto na figura 2.2 (isto pode ter sido o resultado do aumento da difusividade do carbono nos contornos de grão devido ao movimento das discordâncias, e também devido a mudança na estrutura dos contornos de grão que podem ser mais propícios para a nucleação).

Para melhor entendimento destas mudanças estruturais nos contornos de grão, Walker e Honeycombe (22), estudaram o efeito da deformação em mais dois aços: - aço 5,1 % Cr, 0,23 % C e aço 1,07 % V, 0,18 % C. Eles observaram que o aço com vanádio apresentava ampla precipitação de VC nos contornos de grão da austenita, a qual pode ter acelerado a formação da ferrita, o que não foi observado nos dois outros aços. Nos três aços investigados, a deformação levou à nucleação da ferrita dentro e nos contornos de grãos da austenita, particularmente sobre contornos de maclas onde as discordâncias escorregadas podem

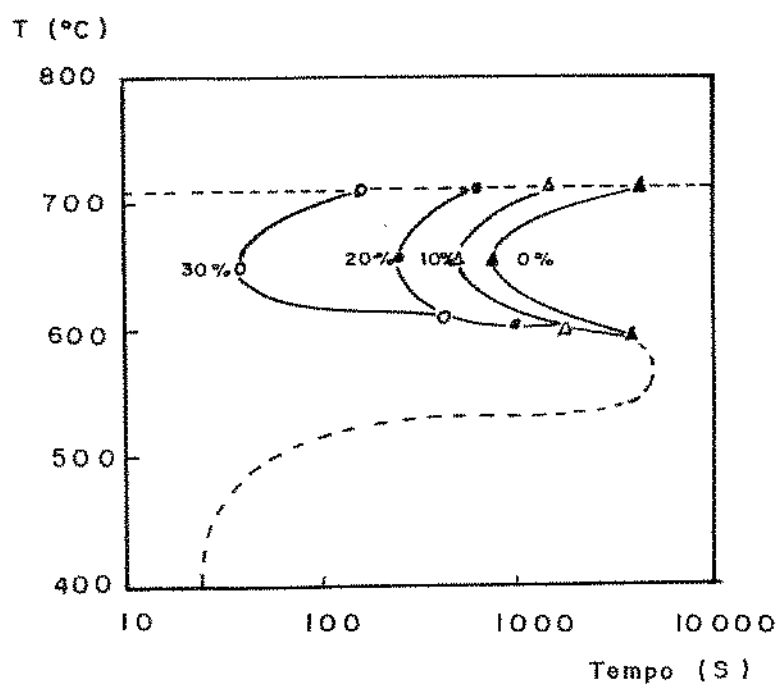


Figura 2.1 - Diagrama TTT do aço AISI 4337 mostrando o efeito da deformação a 550°C sobre a transformação (ref. 22).

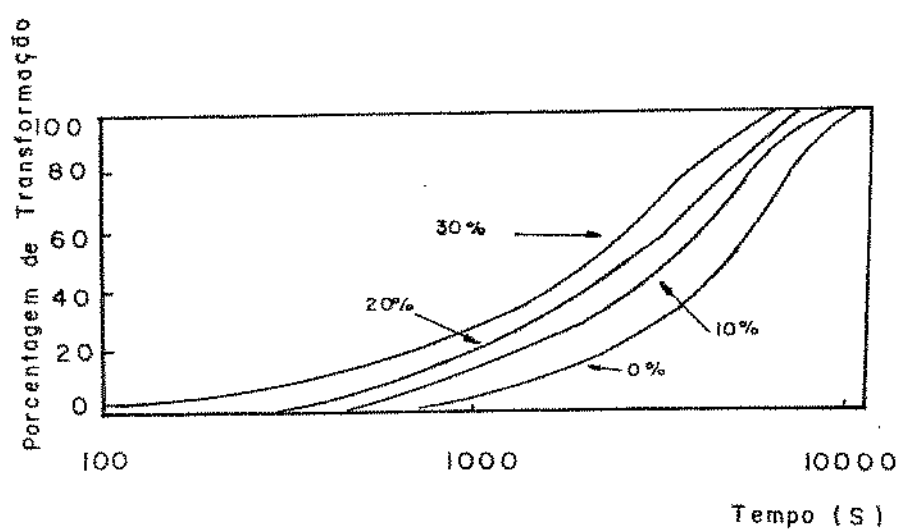


Figura 2.2 - Efeito da deformação plástica a 550°C sobre a taxa de transformação da austenita de aço AISI 4337 a 650°C (ref. 22).

se acumular, e então criar sítios energeticamente favoráveis. Entretanto a subestrutura de discordâncias (sub-grãos) formada como resultado da deformação deveria também proporcionar tais sítios e sem dúvida vários destes sítios não estão relacionados com maclas. Um importante resultado deste aumento da taxa de nucleação é a mudança no tamanho de grão da ferrita de 10 μm no aço ABNT-4337 na condição não deformada para 1,0 μm após 30 % de deformação.

Kozasu e colaboradores (23 a 25) trabalharam com aços de baixo teor de carbono microligados ao nióbio, cuja composição química (% em peso) foi de:-

Aço	C	Si	Mn	P	S	Nb	Al sol.	N tot.
1	0,18	0,44	1,36	0,019	0,025	-	0,025	0,004
2	0,19	0,13	0,99	0,020	0,020	0,030	0,010	0,005
3	0,12	0,02	0,59	0,016	0,023	-	0,001	0,004

A temperatura de transformação A_{r3} (para taxa de resfriamento equivalente a resfriamento ao ar de chapas de 12 mm de espessura, austenitizadas a 1300 e 1100°C foi de:-

AÇO	T.aust.=1300°C	T.aust.=1100°C
1	670 °C	690 °C
2	575 °C	660 °C
3	-----	780 °C

Eles deformaram estes aços numa faixa de temperatura ($T_{Ar} < T < 900^\circ\text{C}$) na qual a austenita deformada não se recristalizava antes de se transformar em ferrita. Os aumentos adicionais de nucleação de ferrita ocorriam sobre bandas de deformação, e também sobre contornos de grãos alongados, que apresentaram uma maior área para nucleação do que em austenita não deformada.

Sekine e colaboradores (26), Maitrepierre e colaboradores (27) e Priestner (28) reforçaram o ponto de vista da maior área para nucleação em austenita deformada, embora Priestner não tenha levado em conta o último mecanismo (o da maior área para nucleação em grãos alongados pela deformação), para deformação menor do que 90 %. Estes autores esperavam que a nucleação intra-granular da ferrita ocorresse em regiões de alta densidade de discordâncias na subestrutura da austenita (que são os rearranjos das discordâncias na forma de anéis que formam os sub-grãos da austenita).

Walker e Honeycombe (22), ainda observaram as nucleações simpatéticas, as quais tinham sido previamente definidas por Aaronson e Wells (29). Nucleações simpatéticas são nucleações de novos cristais de ferrita nos contornos das interfaces formadas por cristais de ferrita e austenita. Aaronson e Wells (29) observaram em aços com 0,29 % C, 0,76 % Mn, 0,25 % Si, 0,005 % P e 0,007 % S configurações de cristais de ferrita que resultaram das nucleações simpatéticas, e verificaram que esta taxa de nucleação aumentava com a diminuição da temperatura de transformação.

Harris e colaboradores (30) e Johari e colaboradores (31) estabeleceram que a deformação plástica acelerava a precipitação de carbonetos em aços austeníticos estáveis. Entretanto as mudanças estruturais tais como alongamento dos grãos, interação discordâncias / maclas e formação de subestrutura na austenita durante o tratamento termomecânico eram mais difíceis de ocorrerem.

Portanto o efeito da deformação da austenita sobre a microestrutura final dos aços transformados isotermicamente é de grande interesse.

- Transformação Austenita-Perlita em Resfriamento Contínuo

No caso da transformação austenita-perlita que é controlada por difusão são necessários caminhos de difusão menores para se efetuar a reação em comparação com a transformação austenita-ferrita (17). O processo de transformação da austenita é acelerado pela deformação, especialmente em regiões de não recristalização da austenita, devido a um aumento da área específica de sítios potenciais de nucleação. A taxa de nucleação maior causada pela deformação da austenita também resulta na redução dos tamanhos das colônias de perlita. Umemoto e colaboradores (32) não observaram a influência da deformação da austenita sobre a taxa de crescimento das colônias de perlita.

2.3. O Efeito do Tamanho de Grão Austenítico sobre o Tamanho e Morfologia da Colônia de Perlita

Pickering e Garbaz (33), usaram dois aços para examinar o efeito do tamanho de grão da austenita sobre o tamanho da colônia de perlita. Naquela pesquisa, uma sistemática variação no tamanho de grão da austenita foi produzida pela variação da temperatura de austenitização. As amostras foram diretamente transferidas do forno de austenitização para um banho de sal a 620°C e mantidas por 5 minutos, o que permitiu uma transformação completa. A temperatura média de transformação (T_{A_1} -temperatura de transformação da austenita em perlita no resfriamento) para o tamanho de grão da austenita de 50 a 60 μm foi de 650°C. Esta temperatura de transformação aumentou com o refino de grão da austenita. As micrografias óticas das amostras mostraram que o

tamanho de grão da austenita afetou a morfologia da perlita. Para grãos grossos, (T.G.A.-tamanho de grão austenítico de 185 μm), a perlita resultante mostrou uma estrutura nodular claramente definida, enquanto que, para grãos finos (T.G.A. menor do que 25 μm), a perlita resultante não era formada de nódulos típicos, mas sim de colônias individuais (o tamanho do nódulo coincide com o tamanho das colônias), ou unidades compreendidas de, relativamente, poucas colônias, como mostra a figura 2.3. Para um tamanho de grão da austenita maior do que 60 μm houve uma diminuição da temperatura média de transformação (T_{Ar1} menor do que 650 $^{\circ}\text{C}$), a qual foi confirmada pelas medidas do espaçamento interlamelar, que depende somente da temperatura de transformação. Garbaz e Pickering (33) verificaram que o tamanho de grão da austenita não tinham afetado o tamanho das colônias de perlita. A relação ou razão (r) do tamanho da colônia de perlita (dada em μm) para o espaçamento interlamelar (também dada em μm) variou de 29 a 34.

$$r = \frac{\text{tamanho da colônia de perlita } (\mu\text{m})}{\text{espaçamento interlamelar de perlita } (\mu\text{m})}$$

Marder e Bramfitt (34 e 35) observaram que o tamanho dos nódulos perlíticos dependia da temperatura de transformação e do tamanho de grão da austenita. Por outro lado, o tamanho das colônias dependia da temperatura de transformação mas não do tamanho de grão da austenita. Entretanto, para cada temperatura de transformação existia um tamanho de grão da austenita, abaixo da qual a perlita perdia sua estrutura nodular e apresentava colônias individuais ou unidades compreendendo somente duas ou três colônias. A transição de uma "estrutura nodular" para "colonial" (colônias individuais) era esperado

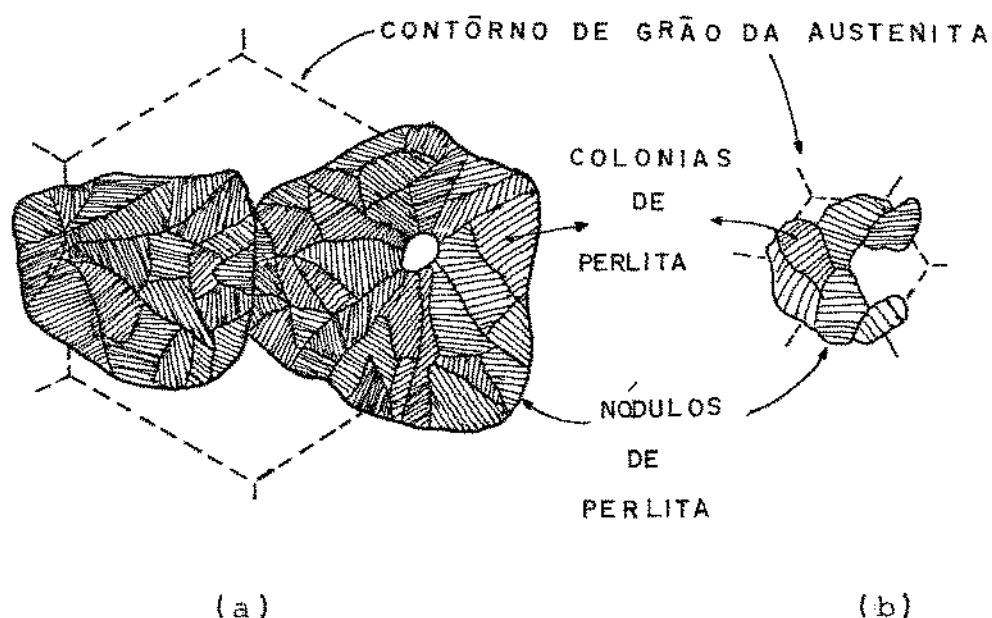


Figura 2.3 - Figura esquemática mostrando a diferença na estrutura da perlita formada a partir da austenita com:

- (a) tamanho de grão coalescido;
- (b) tamanho de grão refinado (ref. 34)

OBS.: - Cada grão de austenita é composto de vários nódulos de perlita.

- Cada nódulo de perlita é composto de várias colônias de perlita.
- E dentro de uma colônia as lamelas de ferrita e austenita apresentam a mesma orientação cristalográfica.

ocorrer gradualmente com o refino do tamanho de grão da austenita para uma transformação isotérmica a 650°C. A estrutura "colonial" apareceu para tamanho de grão da austenita menor do que 20 μm .

Park e Bernstein (36) mostraram que a redução do tamanho de grão da austenita provocava a falta de orientação entre as colônias vizinhas.

2.4. Determinação das Taxas de Nucleação e Taxas de Crescimento da Perlita

2.4.1. Medidas das Taxas de Nucleação

Em 1969, Brown e Ridley (37) usaram três métodos de determinação da taxa de nucleação da perlita. Dois eram derivados das curvas de distribuição cumulativa invertida de nódulos (i.e., o número total de nódulos tendo um diâmetro maior do que um dado valor d) e o terceiro empregava a equação de Johnson - Mehl (38).

a) Primeiro método: fez uso das curvas d versus t , (d = diâmetro do núcleo e t = tempo de transformação). Eles sugeriram que o número de núcleos existentes sob condições onde o diâmetro do núcleo era zero podia ser obtida como função do tempo, pela extrapolação das curvas d versus t para o eixo do tempo de $d=0$. Um exemplo da curva N_v (N_v =número de nódulos com um determinado diâmetro) versus t obtida por este método pode ser visto na figura 2.4. O gradiente dos valores graficados como função do tempo é considerado ser representativo da taxa para a qual os núcleos estão se tornando visíveis, i.e., uma taxa de nucleação operacional.

b) Segundo método: mediu a taxa de nucleação instantânea, fixando-se os diâmetros dos nódulos para um valor constante e anotando o número de nódulos maior do que este tamanho para vários tempos. Graficando os valores de N_v em função do tempo para vários valores de d obtiveram uma família de curvas, as quais tendiam para um máximo. Este máximo deslocava-se para tempos maiores, com o aumento do tamanho dos nódulos. Um exemplo da curva N_v versus t derivado deste método está mostrado na figura 2.5. Neste caso a comparação das taxas de nucleação como uma função da temperatura, para cada aço, foi feita para valores fixos de d .

c) Terceiro método: usou a equação de Johnson - Mehl (38) como um meio adicional de pesquisa da dependência da taxa de nucleação com a temperatura de transformação austenita-perlita e composição do aço. As taxas de nucleação calculadas para uma fração volumétrica transformada de 0,1 foram graficadas em função do superesfriamento abaixo da temperatura A_{e1} , como mostra a figura 2.6. A forma de cada uma destas curvas era similar àsquelas avaliadas pelos métodos anteriores. As taxas de nucleação medidas experimentalmente para uma dada temperatura diferiram acentuadamente de acordo com o método usado na sua determinação.

A tabela II.1 mostra os valores de taxas de nucleação determinados pelos três métodos acima, para 3 aços eutetóides.

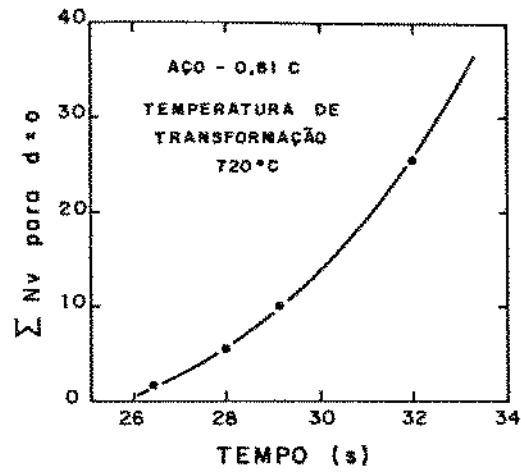


Figura 2.4 - Curva Nv para $d = 0$ versus tempo de transformação isotérmica, de um aço carbono comum com 0,81% de carbono (1º Método).

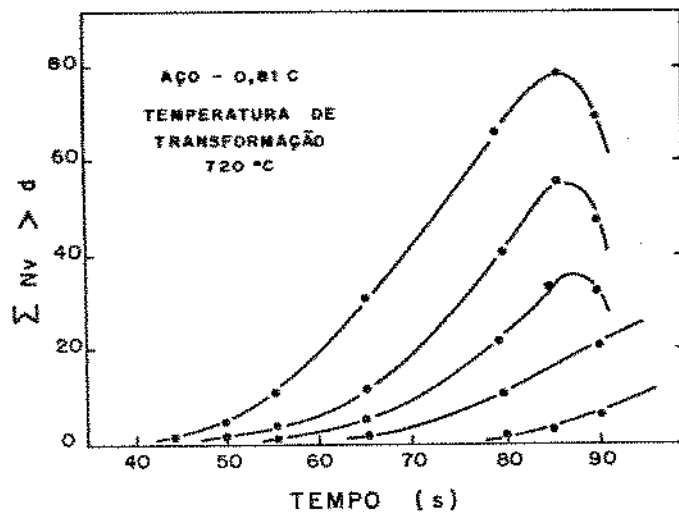


Figura 2.5 - Curvas de Nv d versus tempo de transformação isotérmica, de um aço carbono comum com 0,81% de carbono (2º Método).

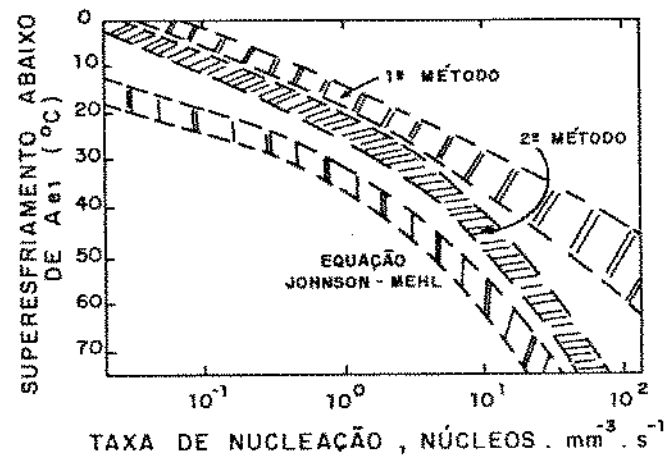


Figura 2.6 - Dependência da taxa de nucleação em função do superesfriamento, para os 3 métodos.

Tabela II.1 - Taxas de nucleação determinadas experimentalmente (36)

AÇO	TEMPERATURA (°C)	TAXAS DE NUCLEAÇÃO		
		1º método	2º método	3º método
(A)	720	$2,7 \times 10^{-1}$	$9,4 \times 10^{-2}$	- 2,0
Eutetóide ao	712	$4,2 \times 10^{-1}$	$5,0 \times 10^{-1}$	$5,0 \times 10^{-2}$
Carbono	702	$5,0 \times 10^0$	$1,0 \times 10^0$	$1,8 \times 10^{-1}$
Comum	685	$3,3 \times 10^1$	$1,8 \times 10^1$	$2,8 \times 10^0$
	667	$1,1 \times 10^2$	$2,0 \times 10^1$	$9,0 \times 10^0$
(B)	667	$6,6 \times 10^{-1}$	$1,0 \times 10^{-2}$	$1,3 \times 10^{-2}$
Eutetóide	656	$1,7 \times 10^0$	$1,1 \times 10^{-1}$	$3,0 \times 10^{-1}$
com 2%	647	$6,6 \times 10^0$	$3,3 \times 10^0$	$5,7 \times 10^{-1}$
de Ni	642	$3,8 \times 10^1$	$8,0 \times 10^0$	$1,7 \times 10^0$
	629	$7,0 \times 10^1$	$1,6 \times 10^1$	$4,5 \times 10^0$
	620	$9,0 \times 10^1$	$2,3 \times 10^1$	$1,4 \times 10^0$
(C)	648	-----	$9,0 \times 10^{-2}$	$9,5 \times 10^{-2}$
Eutetóide	640	-----	$1,1 \times 10^0$	$2,2 \times 10^{-1}$
com 3%	633	$3,3 \times 10^0$	$2,8 \times 10^0$	$8,9 \times 10^{-1}$
de Ni	625	$1,2 \times 10^1$	-----	$3,8 \times 10^0$
	616	$6,0 \times 10^1$	$7,2 \times 10^0$	$9,8 \times 10^0$
	605	$1,4 \times 10^2$	$2,0 \times 10^1$	$1,9 \times 10^1$

Taxas de nucleação em: núcleos . mm⁻³ . s⁻¹

2.4.2. Medidas das Taxas de Crescimento dos Nódulos de Perlita

Os principais métodos utilizados são:-

a) Raio Máximo dos Nódulos - é um método para determinar a taxa de crescimento, porém subjetivo e não conveniente uma vez que ocorrem os encontros dos nódulos. A perlita cresce de forma aproximadamente esférica a partir dos contornos de grão da austenita. Os raios máximos são definidos como a distância perpendicular máxima da interface austenita/perlita a partir da qual os nódulos tenham crescido. Este método assume que os maiores nódulos presentes são os que

se formaram primeiro, isto é, ele mede o crescimento de alguns nódulos de perlita que cresceram mais rapidamente, o que pode não ser característico da média (39)

b) Taxa de Crescimento Médio - este procedimento foi adotado por Cahn e Hagel (40), sendo definido como:

$$\boxed{G = \frac{1}{A_f} \cdot \frac{dx}{dt}} \quad (2.a)$$

onde: A_f - é a área superficial livre da perlita, definida como sendo as interfaces austenita/perlita que não se encontraram com outros nódulos de perlita ou contornos de grão da austenita, e portanto, livres para crescer. A_f é determinada pela contagem dos números de intersecções da área superficial livre da perlita com uma linha de comprimento conhecido, por um método conhecido como de Hilliard (41).

x - é a fração volumétrica transformada; e

$\frac{dx}{dt}$ - é obtida da equação (2.b).

$$\boxed{\frac{dx}{dt} = \frac{(1-x) \ln \left(\frac{1}{1-x} \right)}{t} \cdot m} \quad (2.b)$$

onde: m - é o coeficiente angular da reta

$$\boxed{\ln \ln \left(\frac{1}{1-x} \right) \text{ versus } \ln t}$$

c) Análise dos Tamanhos das Partículas: - Brown e Ridley (39) se basearam nas idéias de Scheil e Lange-Weise (42). Neste método é necessário determinar a distribuição dos tamanhos dos nódulos em cada amostra, dividindo-se quantitativamente os nódulos de perlita em grupos de tamanho conhecido, através de metalografia quantitativa.

Os resultados de Brown e Ridley (39) obtidos pelos métodos (a) e (b) mostraram boa concordância, principalmente nos estágios iniciais de transformação, e os resultados obtidos pelo método (c) não diferiram muito dos outros métodos.

2.4.3. Cinética de Transformação Isotérmica da Austenita para Perlita

Está bem fundamentada que a reação perlítica é uma reação de nucleação e crescimento, com a nucleação da perlita ocorrendo sobre contornos de grão da austenita. A lei da cinética de tais reações foi derivada por Cahn (43). Ele obteve as leis cinéticas para algumas taxas de nucleação e mostrou que podiam ser simplificadas para taxas de nucleação ou muito grandes ou muito pequenas. Para o caso de saturação de sítios (taxa de nucleação extremamente alta), podem ser obtidas três leis cinéticas, dependendo dos sítios ativos de crescimento, (considerando um grão como sendo - "ortotetracaidecaedro", como mostra a figura 2.7), que são -

(a) superfície dos grãos,

$$\begin{array}{l} \text{-----} \backslash \\ | x = 1 - \exp.(-2 S_0 t) | \\ \text{-----} / \end{array} \quad (2.c)$$

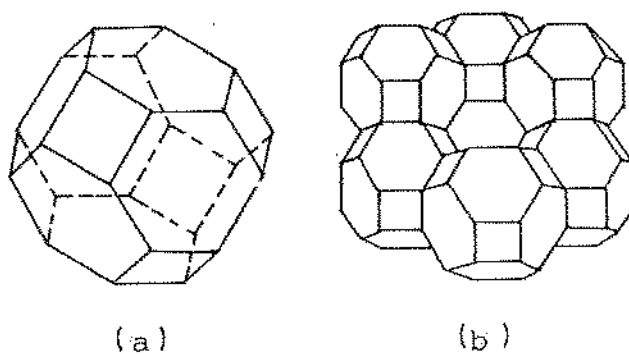


Figura 2.7 - Forma provável dos grãos de um material policristalino: (a) ortotetracaidecaedro (24 vértices, 35 arestas, 14 faces); (b) arranjo tridimensional (sem vazios) destes poliedros (ref. 56).

(b) arestas dos grãos,

$$\boxed{x = 1 - \exp(-\pi L G^2 t^2)} \quad (2.d)$$

(c) vértices dos grãos,

$$\boxed{x = 1 - \exp(-4/3 \pi C G^3 t^3)} \quad (2.e)$$

onde: x - é a fração transformada;

S - é a superfície dos contornos de grão por unidade de volume;

L - é o comprimento das arestas dos grãos por unidade de volume;

C - é o número de vértices por unidade de volume;

G - é a velocidade de crescimento radial;

t - é o tempo

Quando a taxa de nucleação é tão lenta que não ocorre saturação de sítios e se a taxa de nucleação pode ser expressa como $N(t) = Kt^n$, então a lei cinética pode ser escrita como:

$$\boxed{x = 1 - \exp(-bt^{(4+n)})} \quad (2.f)$$

$$\text{onde: } \boxed{b = \frac{8}{(n+4)!} \frac{n!}{K G^3}} \quad (2.g)$$

para todos os 3 tipos de sítios de nucleação (44).

O tamanho de grão da austenita influencia a taxa de nucleação. Espera-se que a taxa de nucleação seja proporcional à quantidade de sítios disponíveis. Umemoto e colaboradores (45, 46) levaram em consideração a dependência da taxa de nucleação sobre o tamanho de grão e apresentaram a seguinte lei cinética

de transformação da perlita:

$$\boxed{x = 1 - \exp \left[-K(T) \frac{t^n}{d^m} \right]} \quad (2.h)$$

onde: n depende do tipo de sítios de nucleação (considerando o grão um orto-tetracaidecaedro), e o número de sítios de nucleação por unidade de volume é proporcional a:

- d^{-1} para nucleação sobre a superfície dos grãos ($m=1$),
- d^{-2} para nucleação sobre a aresta dos grãos ($m=2$);
- d^{-3} para nucleação sobre o vértice dos grãos ($m=3$);
- d^0 para nucleação na matriz ($m=0$)

Rescrevendo a equação (8), temos:

$$\boxed{n \log t = m \log d + \log \ln(1/1-x) - \log K(T)} \quad (2.i)$$

Umemoto e colaboradores (46) plotaram a equação proposta por AVRAMI (47) de $\log \ln(1/1-x)$ versus $\log t$ a partir da fração transformada em função do tempo de transformação isotérmica para um aço SKD-6 (0,35% C; 0,89% Si; 0,43% Mn; 5,50% Cr; 1,20% Mo e 0,52% V), que é mostrada na figura 2.8, cujo coeficiente angular da reta era igual a 4 ($n=4$).

Também plotaram a equação ($n \cdot \log t$ versus $\log d$), cujo coeficiente angular da reta é o valor de m . A figura 2.9 mostra o gráfico $n \cdot \log t_{0,5}$ versus $\log d$, onde $t_{0,5}$ é o tempo para atingir 50% de reação. Este valor de $m = 1,76$ é certamente a média ponderada de vários modos de nucleação, mas de acordo com o argumento acima, pode ser considerado que os sítios dominantes de nucleação da perlita deste aço são as arestas dos grãos e em menor proporção a superfície dos grãos.

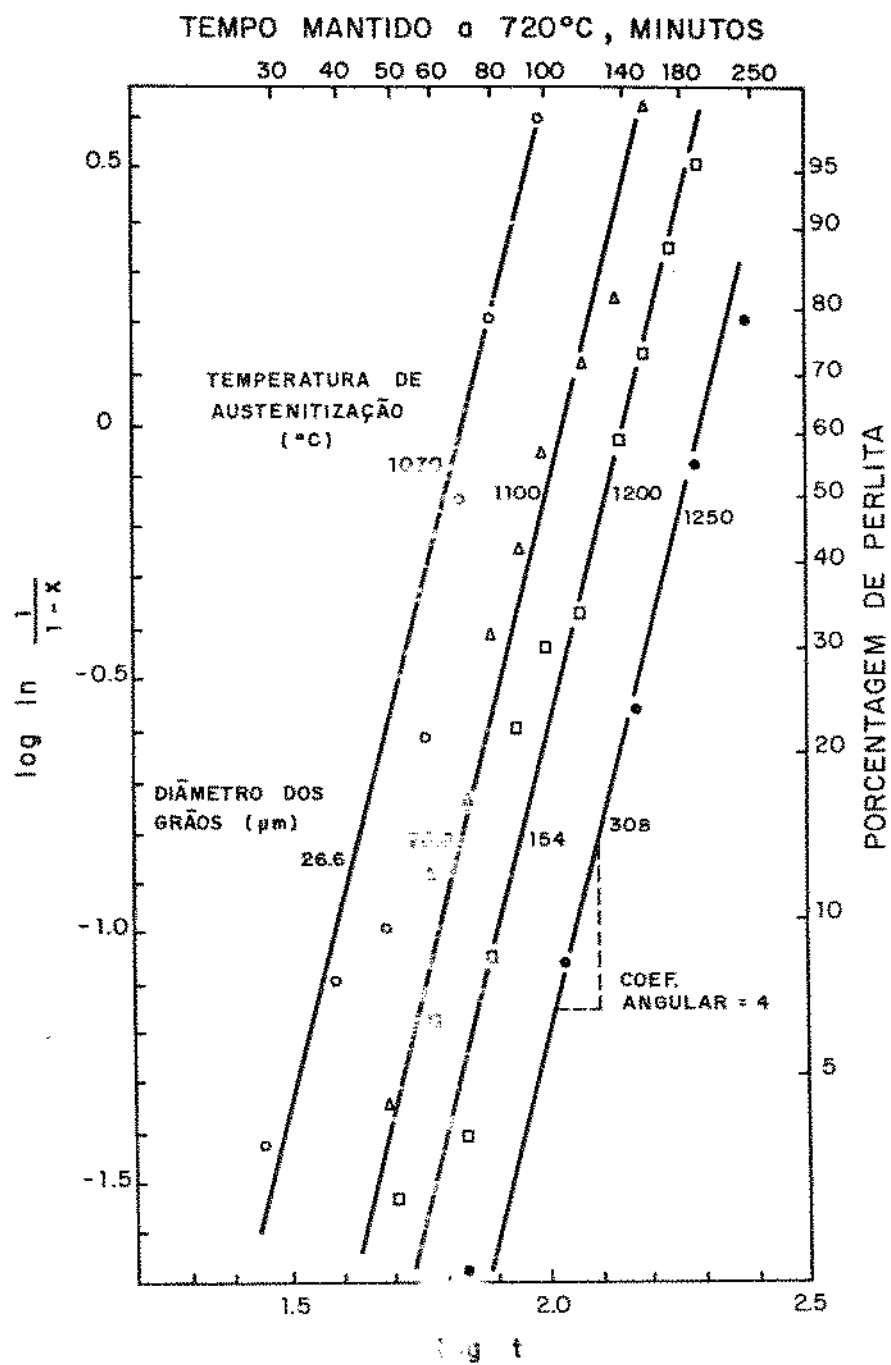


Figura 2.8 - Curvas de $\log \ln \frac{1}{1-x}$ vs $\log t$ do aço SKD-6 para mostrar a dependência do tempo da cinética de transformação.

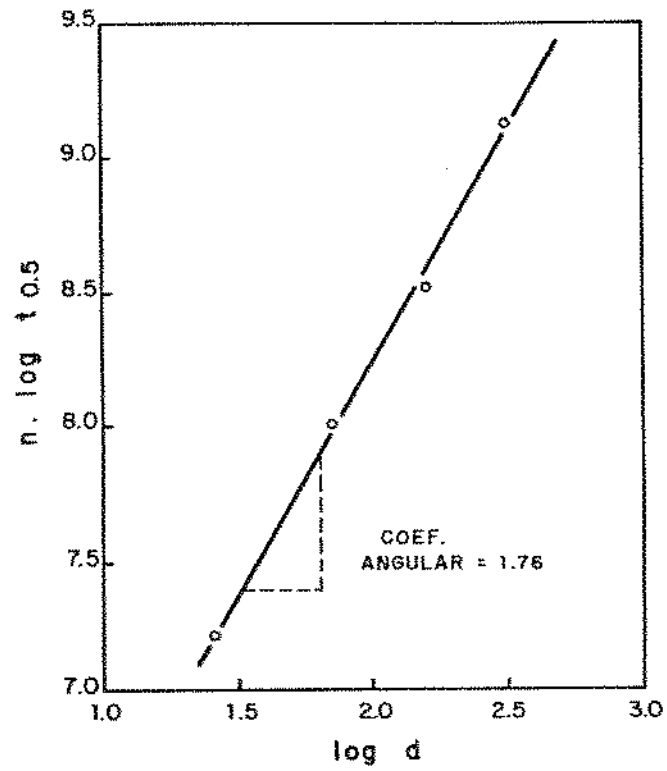


Figura 2.9 - Curva de $n \cdot \log t$ vs $\log d$ do aço SKD-6 para mostrar o efeito do tamanho de grão da austenita sobre a cinética de transformação.

Os experimentos de Umemoto (46) indicaram que a cinética de transformação isotérmica da perlita podia ser expressa na forma dada pela equação (2.h). Os valores de n e m devem depender dos elementos de liga e especialmente dos produtos de transformação (ferrita, perlita ou bainita). Os argumentos assumidos de que n e m são independentes da temperatura, não devem causar grandes erros desde que a faixa de temperatura de transformação não seja tão ampla.

Umemoto e colaboradores (48) observaram numa transformação isotérmica de austenita em bainita que a taxa de transformação n era maior em amostras com tamanho de grão austenítico menor. Ainda neste mesmo trabalho propuseram o modo de cálculo da constante $K(T)$ da equação (2.h). A constante $K(T)$ depende somente da temperatura de transformação e é uma função da taxa de nucleação e crescimento. O $K(T)$ corresponde à forma e posição da curva em C no diagrama TTT. Desde que a curva em C é geralmente de forma parabólica, $K(T)$ pode ser descrito como sendo:

$$K(T) = \exp \left[-a(T-b)^2 - c \right] \quad (2.j)$$

onde: a = extensão da parábola;

b = temperatura do cotovelo;

c = posição relativa da curva em C na escala de tempo.

ROÓSZ e colaboradores (49) determinaram o processo de nucleação e crescimento de grãos usando as equações de AVRAMI (47), dada por:

$$x = 1 - \exp \left[-K_1 t^n \right] \quad (2.k)$$

onde: x = fração transformada;

K_1 = constante que depende da temperatura;

t = tempo de transformação, e;

n = constante que caracteriza a cinética.

Os valores de K_1 e n , que caracterizam os processos, podem ser obtidos pela análise de regressão usando a equação:

$$\log \ln[1/(1-x)] = \log K_1 + n \cdot \log t \quad (2.1)$$

e Roósz e colaboradores (49) obtiveram $n = 4,04 \pm 0,45$ com 99,9% de confiança, em transformação isotérmica da austenita em aços carbono comum com composição eutetóide.

Speich e Szirmai (50) obtiveram valores de $n=3$ em aços carbono com 0,96 % C, 0,24 % Si e 0,20 % Mn que foram austenitizadas a 1000 °C e transformados isotermicamente a 650 °C.

Christian (51), apresenta valor de $n = 4$ em aços eutetóides para taxas de nucleação e crescimento constantes com o tempo.

CAPÍTULO 3

DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

3. DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

3.1. Preparação dos aços experimentais

Os dois lingotes experimentais, de aproximadamente 5 kg cada, foram preparados por fusão à vácuo em forno de indução. Foram obtidos lingotes com e sem adição de nióbio como elemento de microliga. Na tabela III.1 estão indicadas as composições químicas dos aços utilizados.

3.2. Forjamento a quente (homogeneização e conformação)

Os lingotes foram solubilizados a 1200°C durante 8h para homogeneização.

Os lingotes originais com seção transversal de 70mm x 70mm e peso aproximado de 5 kg foram reduzidos em forja de martelo para facilitar os tratamentos termomecânicos planejados. Foi escolhida uma seção circular de aproximadamente 24 mm de diâmetro para ensaios de laminação e outra seção circular com aproximadamente 14mm de diâmetro para os ensaios de forjamento a quente.

Em ambos os casos, foram utilizadas temperaturas de reaquecimento de 1200°C e temperaturas finais de forjamento estimadas como sendo abaixo de 900°C. A figura 3.1 apresenta as microestruturas resultantes do forjamento.

Tabela III.1 - Composição química dos aços utilizados neste trabalho.

/-----\									
Porcentagem em peso									ppm

Aço	C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N	

8C	0,79	1,01	0,03	0,007	0,005	0,014	---	40	
8N	0,78	1,00	0,03	0,012	0,005	0,014	0,02	35	

3.3. Métodos de processamento austenítico e de transformação

Das barras forjadas para 14mm de diâmetro, foram confeccionadas amostras cilíndricas com diâmetro de 10,0mm por 20,0mm de comprimento.

Os ensaios de forjamento a quente são apresentados de forma esquemática na figura 3.2. A deformação plástica foi introduzida através da queda livre de um martelo de 40kg que incidia simultaneamente sobre duas amostras, uma do aço 8C e outra do 8N, para garantir igual processamento termomecânico.

Portanto este modo de deformação ocorre por passe único, e a deformação total pode ser escolhida através da altura da placa limitadora em 10, 30 ou 50% de redução em altura.

A deformação total, dada pela redução em altura (R.A.) é expressa pela seguinte relação.

$$R.A. = \frac{(h_i - h_f)}{h_i} \cdot 100 \quad (\%) \quad (3.a)$$

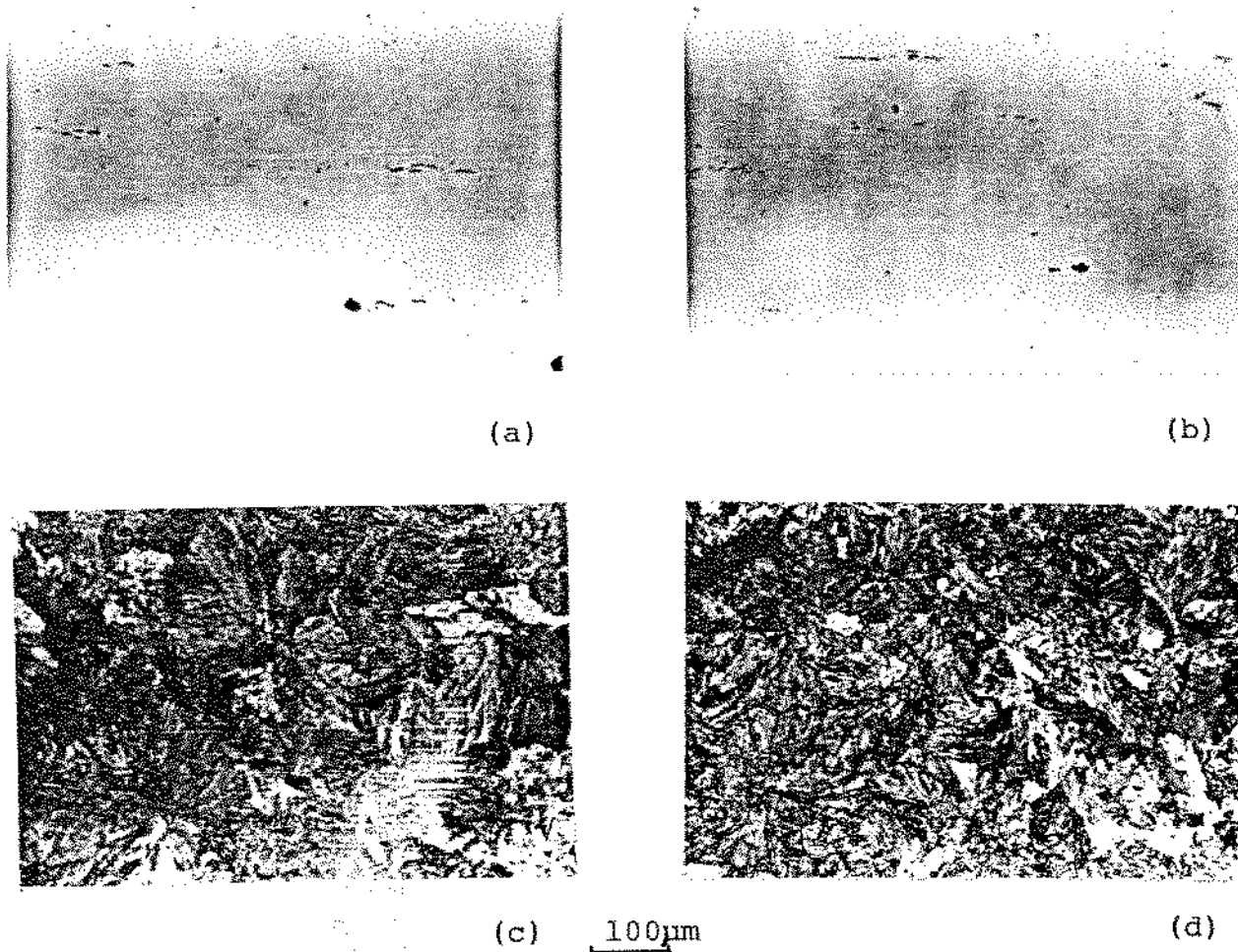


Figura 3.1 - Microestrutura dos aços como forjados:

- sem ataque - (a) aço 8C e (b) aço 8N.
 - com ataque de Nital 3% - (c) aço 8C e (d) aço 8N.
- Aumento 100X.

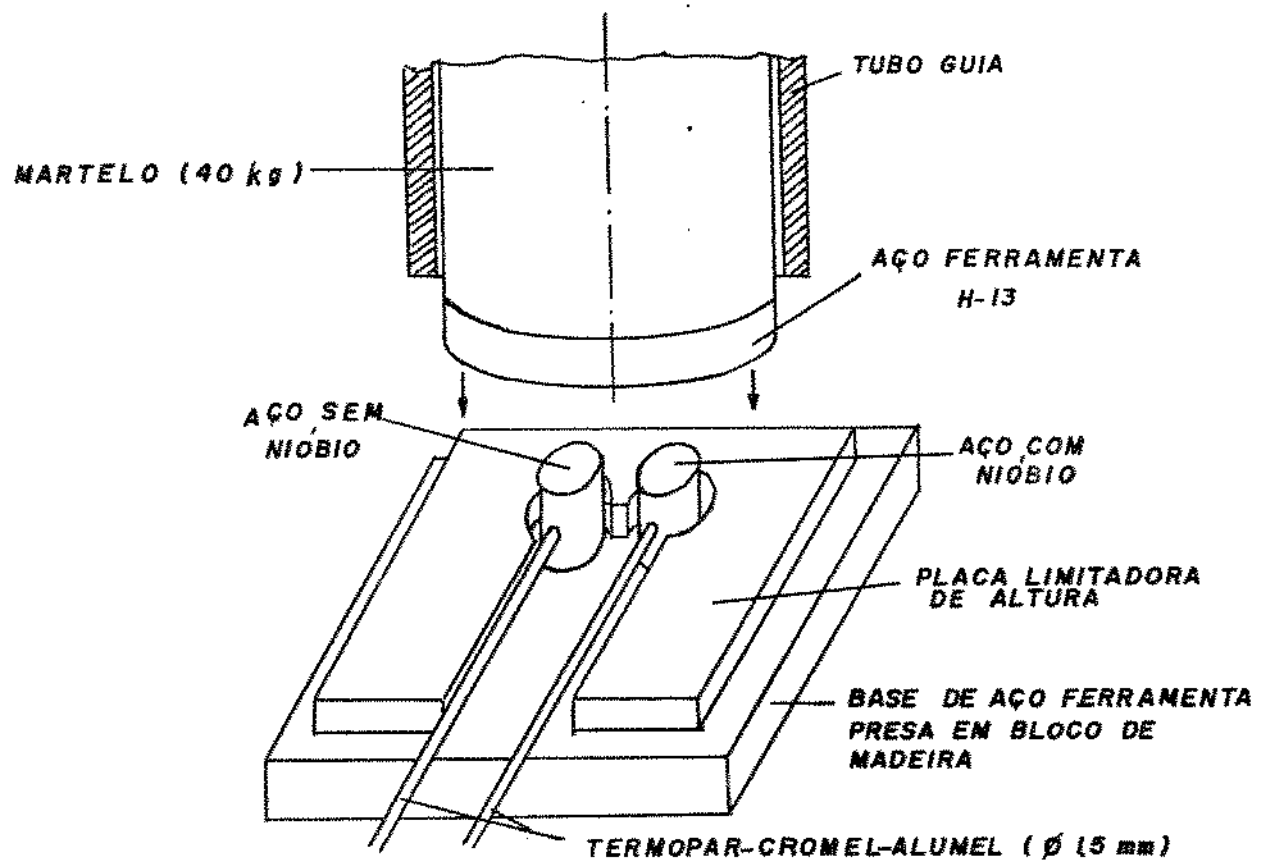


Figura 3.2 - Sistema de forjamento a quente.

onde h_i é a altura inicial da amostra cilíndrica (20,0mm)

h_f é a altura final da amostra após o forjamento.

Na prática, as duas amostras com os seus respectivos termopares embutidos e conectados a um registrador gráfico de dois canais saíam do forno de austenitização, eram colocadas no equipamento de forjamento e recebiam o impacto do martelo. Após a deformação as amostras ou eram temperadas em água para se estudar o seu estado austenítico, ou eram transferidas para o banho isotérmico de estanho para se estudar a transformação austenita-perlita sempre em conjunto e, portanto, com a mesma história térmica.

A curva esquemática da análise térmica deste processamento é mostrada na figura 3.3, indicando como foi feita a escolha da temperatura de forjamento e como foi interrompida a transformação austenita-perlita para os exames metalográficos.

A tabela III.2, mostra os diferentes estados austeníticos obtidos através dos processamentos termomecânicos.

3.4. Heterogeneidade de deformação nos cilindros forjados

O formato característico das amostras forjadas, em forma de barril (figura 4.1 do capítulo IV), indicou uma distribuição não uniforme da deformação plástica introduzida por este modo de processamento termomecânico. Uma forte heterogeneidade de deformação foi, de fato, constatada em ensaios exploratórios utilizando uma amostra de aço comercial 1080 a temperaturas e quantidades de deformação associadas com recristalização total no centro das amostras.

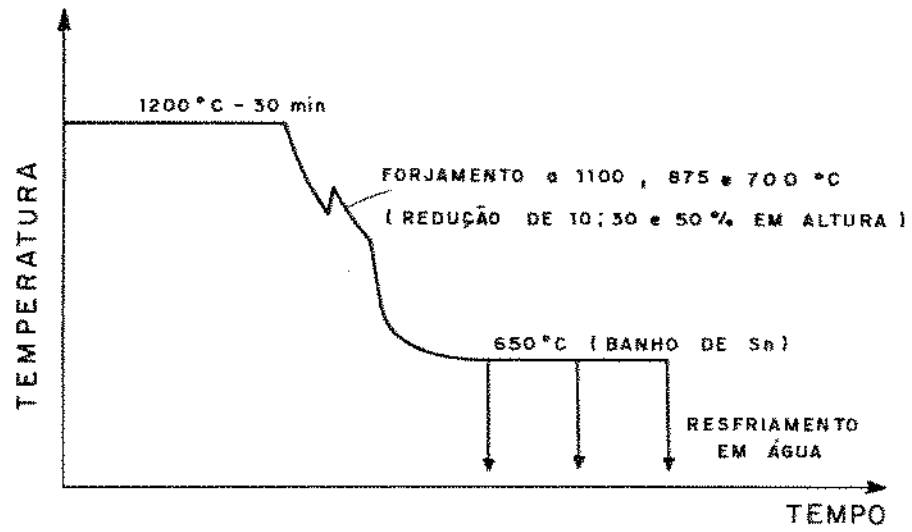


Figura 3.3 - Curva esquemática dos procedimentos termomecânicos.

Tabela III.2 - Diferentes estados austeníticos obtidos através dos processamentos termomecânicos. O tempo de austenitização foi sempre de 30 minutos.

Aço	Temp. Aust. (°C)	Deformação	
		Red.altura (%)	Temperatura(°C)
B C	950	0	-----
	1200	0	-----
	1200	10	700
		30	
		50	
	1200	10	875
		30	
		50	
	1200	50	1100
	950	0	-----
B N	1200	0	-----
	1200	10	875
		30	
		50	
	1200	50	1100

3.5. Escolha da Temperatura e do Grau de Deformação

Inicialmente foram escolhidas duas temperaturas de deformação da austenita, a de 1100°C (para se obter uma austenita totalmente recristalizada) e a de 875°C (para se obter uma austenita encruada, sem recristalização) em ambos os aços, 8C e 8N. As primeiras análises metalográficas, em aços 8C e 8N que foram submetidas à austenitização de 1200°C durante 30 minutos e subsequente redução de 50% em altura a temperatura de 875°C , revelaram que:

- o aço 8N apresentava-se totalmente encruado, isto é, sem recristalização da austenita,
- o aço 8C apresentava-se parcialmente recristalizado.

Devido à recristalização parcial do aço 8C, diminuiu-se a temperatura de deformação deste aço para 700°C e variou-se as quantidades de deformação de 10, 30 e 50%, cujos resultados serão apresentados no capítulo IV.

3.6. Análise Térmica do Processamento Austenítico e da Transformação Isotérmica

Os aços 8C e 8N foram monitorados através de 2 termopares do tipo K (Cromel-Alumel) com proteção de Inconel de espessura de 1,5mm, que eram acoplados a um registrador gráfico de 2 canais, da ECB. Foram registradas em função do tempo as temperaturas de: austenitização, aplicação da deformação, entrada no banho isotérmico, início e final de transformação isotérmica.

3.7. Análise Metalográfica

Após têmpera em água, as amostras foram seccionadas no sentido longitudinal dos cilindros, polidas e atacadas com Nital 3% e/ou solução aquosa saturada de ácido pícrico com agente molhante e algumas gotas de ácido clorídrico (ataque à - 70°C) e observadas em microscópio ótico. A solução de Nital 3% foi utilizada para revelar os nódulos de perlita e a solução de ácido pícrico para revelar os contornos dos antigos grãos austeníticos. Os efeitos da deformação da austenita sobre a subsequente reação da formação da perlita foram estudados pela comparação das microestruturas em amostras deformadas e não deformadas. A fração volumétrica da perlita foi medida pelo método de contagem de pontos e o tamanho de grão austenítico foi determinado segundo a Norma ASTM E-112-82 (52) procedimento de Interceptos Lineares e também pelo Método da Comparação de Números ASTM (53).

- Medida de Fração Volumétrica da Perlita:

Para a medida de fração volumétrica da perlita transformada foram utilizadas grades com 42, 63 e 80 nós, realizando-se medidas em toda a área delimitada ($6,0\text{mm} \times 4,0\text{mm} = 24\text{mm}^2$) no centro de cada amostra. Devido à grande variação tanto no número de nódulos de perlita quanto no seu tamanho, em função dos diferentes tratamentos termomecânicos a que foram submetidas as amostras, foi necessária a utilização de grades com diferentes quantidades de nós, adequando sempre com as ampliações disponíveis nos microscópios, para poder atender as recomendações de Pacilka e Ambrósio (54). Foram realizadas 15 medidas

para a grade de 42 nós e 20 medidas para as grades de 63 a 80 nós. Os pontos que caíam sobre o contorno dos nódulos de perlita foram contados como 1/2.

- Medida do Tamanho de Grão Austenítico:

Em relação à medida do tamanho do antigo grão austenítico, foram adotados:

- procedimento de Interceptos Lineares para a medida de amostras que apresentavam contornos bem visíveis. Para os grãos austeníticos muito coalescidos ($d > 500 \mu\text{m}$), ao invés da utilização de uma linha teste de comprimento conhecido foi necessário deslocar as amostras no microscópio (sobre um eixo) e medir os diâmetros de cada grão diretamente numa escala embutida na ocular. Calculou-se o diâmetro médio dos grãos somando-se os diâmetros dos n grãos medidos divididos pelo número n ;
- método comparativo de padrões ASTM (53), para amostras com dificuldade de delineamento dos contornos de grãos austeníticos, fazendo-se a conversão em diâmetro médio com a escala mostrada na tabela III.3.

- Medida do Raio Máximo dos Nódulos de Perlita:

Para se estudar a taxa de crescimento dos nódulos de perlita foram feitas as medidas dos diâmetros máximos dos nódulos de perlita em amostra parcialmente transformadas, antes que ocorresse o encontro dos mesmos entre si. A determinação foi

Tabela III.3 - Comparações de sistemas de medida de tamanho de grão.

Nº. A S T M	Grãos/pol. ² em 100 x	Grãos/mm ²	Grãos/mm ³	Diâmetro médio, mm
-3	0,06	1	0,7	1,00
-2	0,12	2	2	0,75
-1	0,25	4	5,6	0,50
0	0,50	8	16	0,35
1	1	16	45	0,25
2	2	32	128	0,18
3	4	64	360	0,125
4	8	256	2.900	0,062
4	8	128	1.020	0,091
5	16	256	2.900	0,062
6	32	512	8.200	0,044
7	64	1.024	23.000	0,032
8	128	2.048	65.000	0,022
9	256	4.096	185.000	0,016
10	512	8.200	520.000	0,011
11	1.024	16.400	1.500.000	0,008
12	2.048	32.800	4.200.000	0,006

George E. Dieter, Metalurgia Mecânica, Editora Guanabara Koogan S.A., Rio de Janeiro, 1981, p.173.

realizada através de uma escala micrométrica embutida na ocular do microscópio, onde foram medidas os raios máximos das esferas ou hemisferas dos nódulos das perlitas visíveis. O método assume que o maior nódulo presente será o que formou primeiro, isto é, mede-se o diâmetro do nódulo de perlita que cresceu mais rapidamente. Foi delimitada uma pequena área central de 6,0 x 4,0 mm do cilindro deformado para efeito de análise e comparação metalográfica, para minimizar o efeito da heterogeneidade de deformação nas bordas do cilindro.

3.8. Laminação dos Aços 8C e 8N

Devido às dimensões (barras com diâmetro em torno de 24mm) e escassez das amostras dos aços 8C e 8N, utilizou-se a técnica de embutimento destas barras numa placa-mãe para a execução de laminação em diversos esquemas de passes. As placas-mãe foram confeccionadas com aço de baixo teor de carbono com 30 mm de espessura, 60 mm de largura e 80 mm de comprimento, com dois furos paralelos de diâmetro igual a 22 mm, no sentido longitudinal, como mostra a figura 3.4.

As barras dos aços 8C e 8N foram usinadas na forma de cilindros de diâmetro igual a 22 mm e comprimento de 80 mm, figura 3.5, as quais foram inseridas nos furos da placa-mãe, cujas extremidades foram vedadas com um cordão de solda. Na figura 3.6 observa-se os detalhes da fixação do termopar (tipo K de diâmetro igual a 1,5 mm) que foi utilizado para o monitoramento das temperaturas de: austenitização, laminação e do posterior resfriamento.

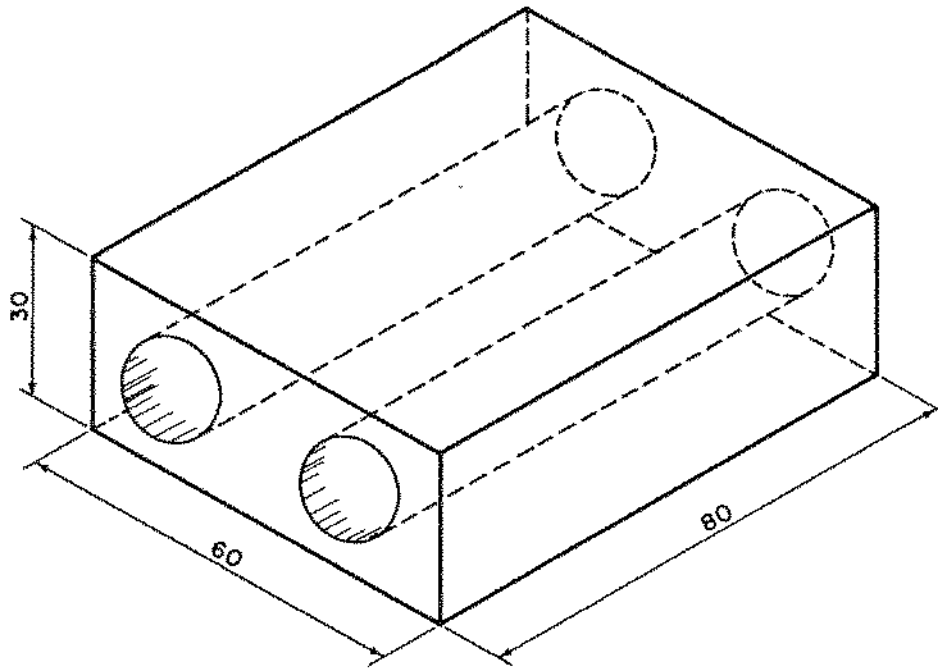


Figura 3.4 - Placa-mãe para embutir os cilindros das amostras dos aços utilizados neste trabalho. Medidas em milímetros.

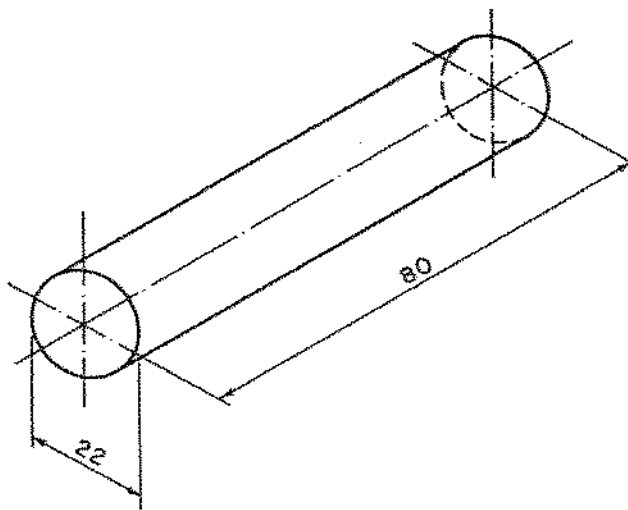


Figura 3.5 - Dimensões das amostras cilíndricas dos aços 8C e 8N que foram embutidos na placa-mãe. Medidas em milímetros.

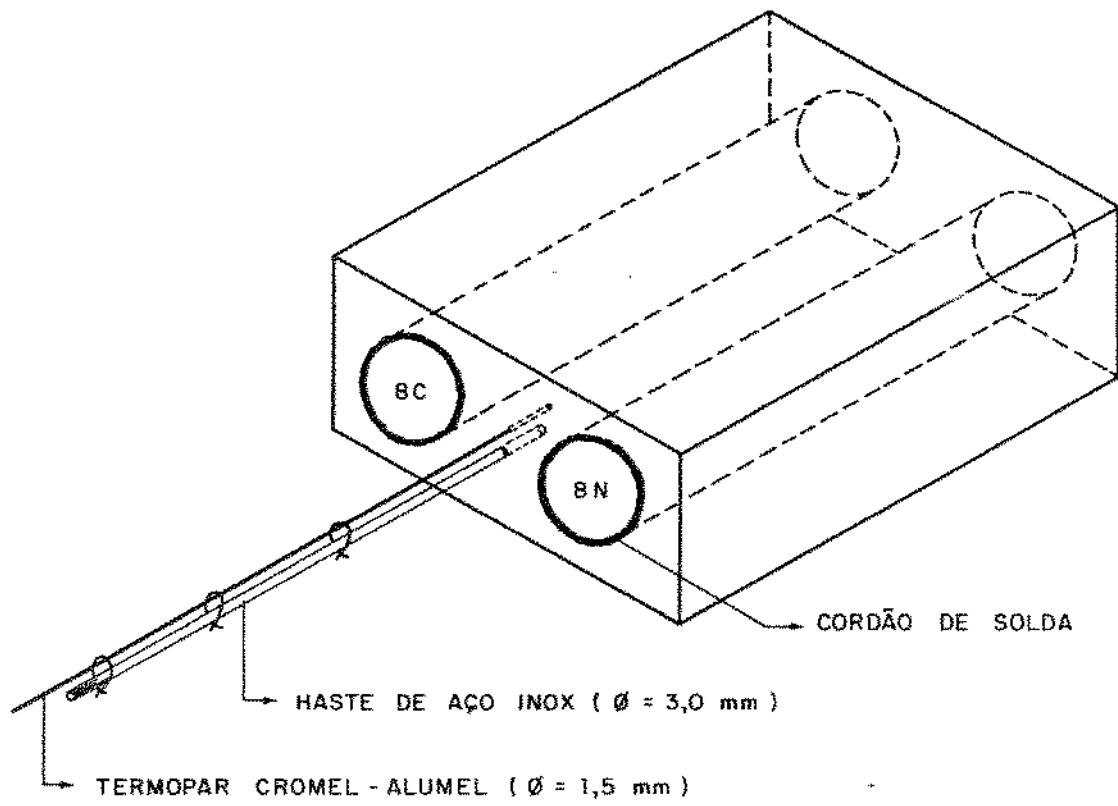


Figura 3.6 - Conjunto placa-mãe/amostras cilíndricas, e em detalhes a fixação do termopar.

Esta técnica de embutimento de barras cilíndricas em placa-mãe, permite que amostras cilíndricas sejam laminadas num laminador de cilindros planos. Além disso as amostras dos aços 8C e 8N sofreram idêntico tratamento termomecânico.

Os esquemas de laminação foram projetados baseados nos resultados dos tratamentos termomecânicos por forjamento, executados anteriormente, e estão apresentados na tabela III.4. Na tabela III.5 são apresentados os valores da espessura da placa-mãe durante a laminação.

As placas-mãe com amostras dos aços 8C e 8N foram austenitizadas a 1200°C durante 1 hora, e posteriormente laminadas segundo os esquemas A, B e C, cuja redução total foi de 55 % (em espessura). Para tal foi utilizado um laminador da marca FENN, modelo 051, com capacidade de 45 toneladas, cujos cilindros eram de aço polido com 66,7 mm de raio e girando a 45 rotações por minuto (rpm).

Na figura 3.7 observa-se as curvas esquemáticas da perda de temperatura da placa-mãe com o tempo e a carga de laminação em cada passe que também está em função do tempo, para o esquema C de laminação.

3.9. Ensaaios Mecânicos

Das placas-mãe laminadas, figura 3.8(a), foram extraídas os cilindros deformados dos aços 8C e 8N, figura 3.8(b), dos quais foram retiradas amostras para os ensaios de tração, Charpy "subsize" e metalografia. Inicialmente foi cortado um pedaço do cilindro deformado (corte AB-seção transversal) e posteriormente outro pedaço (corte CD-seção longitudinal), os quais foram utilizados para metalografia

Tabela III.4 - Tratamentos termomecânicos nos diferentes esquemas de laminação

Esquema	PASSSES							
	1º		2º		3º		4º	
	T(°C)	Red(%)	T(°C)	Red(%)	T(°C)	Red(%)	T(°C)	Red(%)
A	1150	13,7	1100	16,0	1050	19,0	1000	23,4
B	1150	13,7	1100	16,0	900	19,0	850	23,4
C	1150	13,7	1100	16,0	750	19,0	700	23,4

Tabela III.5 - Espessura da placa-mãe durante a laminação, para todos os esquemas utilizados (A, B e C)

Posição	Espessura da placa-mãe (mm)
Inicial	30,0
Após 1º passe	25,9
Após 2º passe	21,7
Após 3º passe	17,6
Após 4º passe	13,5

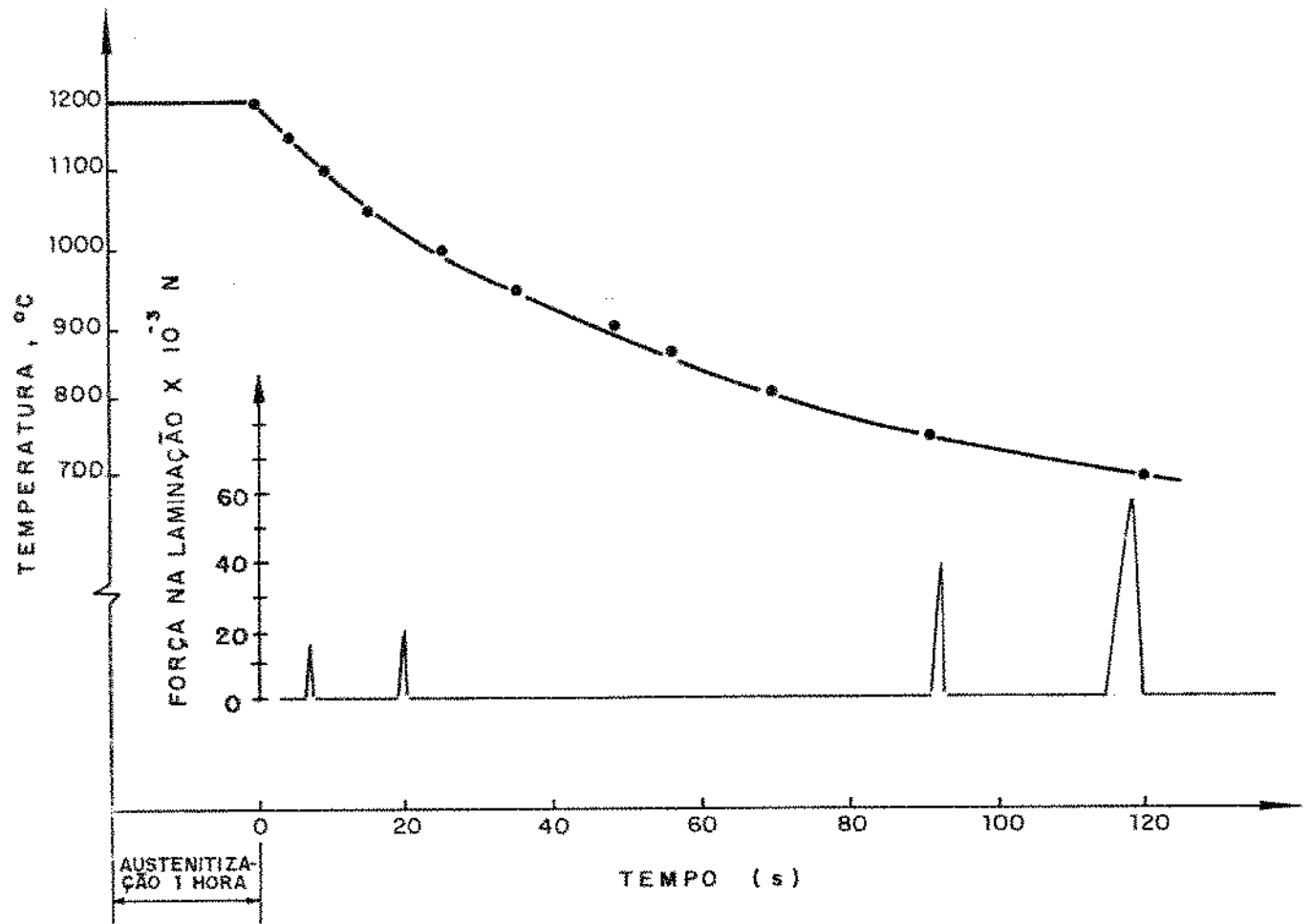


Figura 3.7 - Curvas da queda de temperatura da placa-mãe em função do tempo e da carga de cada passe de laminação.

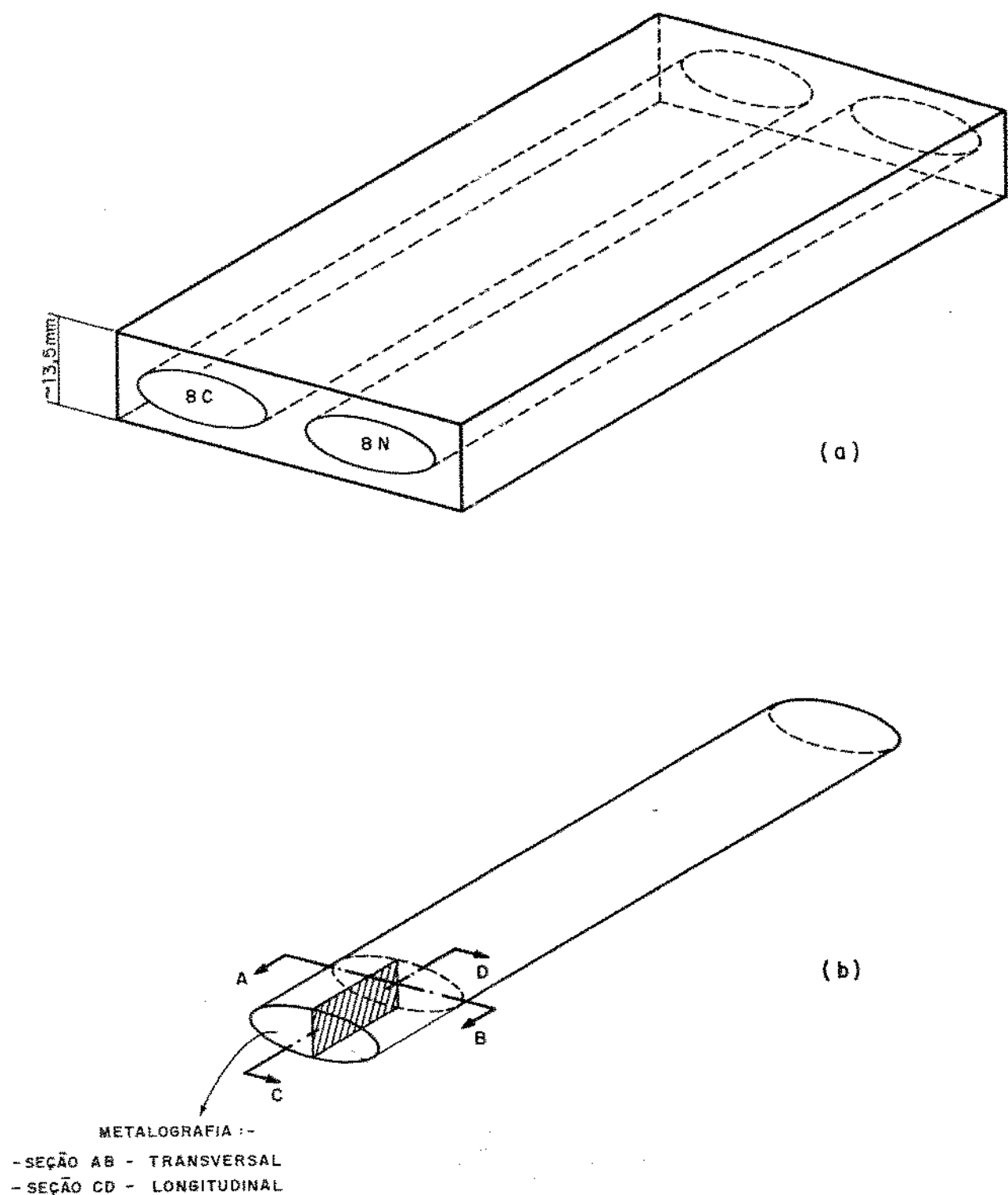


Figura 3.8 - (a) Conjunto placa-mãe com amostras cilíndricas após os quatro passes de laminação.

(b) Amostra cilíndrica extraída da placa-mãe submetida à laminação. Detalhes dos cortes para metalografia.

em ambas as seções

Do restante do cilindro deformado foram usinados dois corpos de prova para o ensaio de tração e mais dois corpos de prova para o ensaio Charpy "subsize" (detalhes na figura 3.9).

3.9.1 - Ensaio de Tração

A determinação das propriedades mecânicas à tração foi feita segundo a NORMA NBR 6152 (55).

Utilizou-se uma máquina universal de ensaios, da marca INSTRON, modelo 1127, com acionamento mecânico (fusos).

As dimensões dos corpos de prova empregados encontram-se na figura 3.10, os quais obedecem as recomendações da norma acima mencionada.

Para se medir a tensão de escoamento convencional, correspondente a 0,2% da deformação residual no ensaio de tração (LE), utilizou-se um extensômetro acoplado ao corpo de prova (com $l_0 = 25,0\text{mm}$). A figura 3.11 mostra esquematicamente o artifício utilizado, de descarregar e recarregar o corpo de prova na região elástica do material, para melhor determinar o limite elástico, LE.

Foram realizados 2 ensaios para cada amostra e os resultados do texto referem-se à média dos valores citados.

3.9.2 - Ensaio CHARPY "Subsize"

Devido às dimensões reduzidas das barras laminadas foi necessário utilizar corpos de prova de tamanho reduzido (subsize). Para a determinação dos ensaios de impacto foi seguida a NORMA ASTM A 370 "CHARPY IMPACT TESTING" (56), cujo corpo de prova é do tipo A com entalhe em V, "subsize" de 10mm

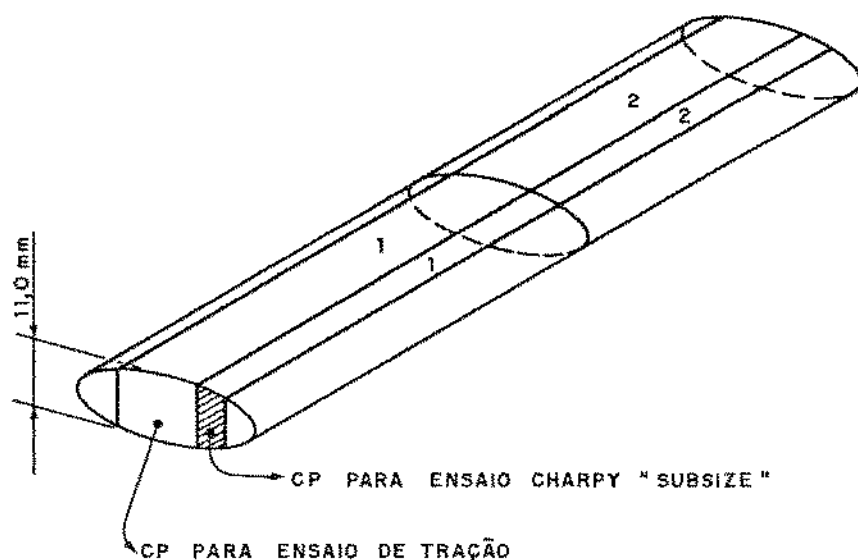
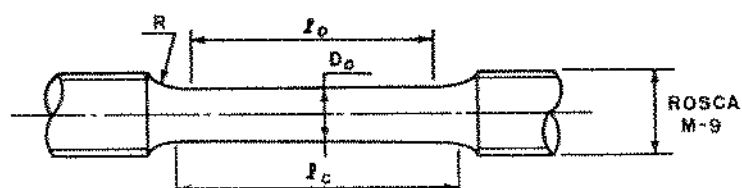


Figura 3.9 - Regiões da barra laminada onde foram retirados os corpos de prova para os ensaios de tração e de Charpy "subsize".



$$\begin{aligned} D_o &= 4,5 \\ l_o &= 30,0 \\ l_c &= 32,0 \\ R &= 4 \text{ e } 5 \end{aligned}$$

Figura 3.10 - Medidas dos corpos de prova para o ensaio de tração, em milímetros.

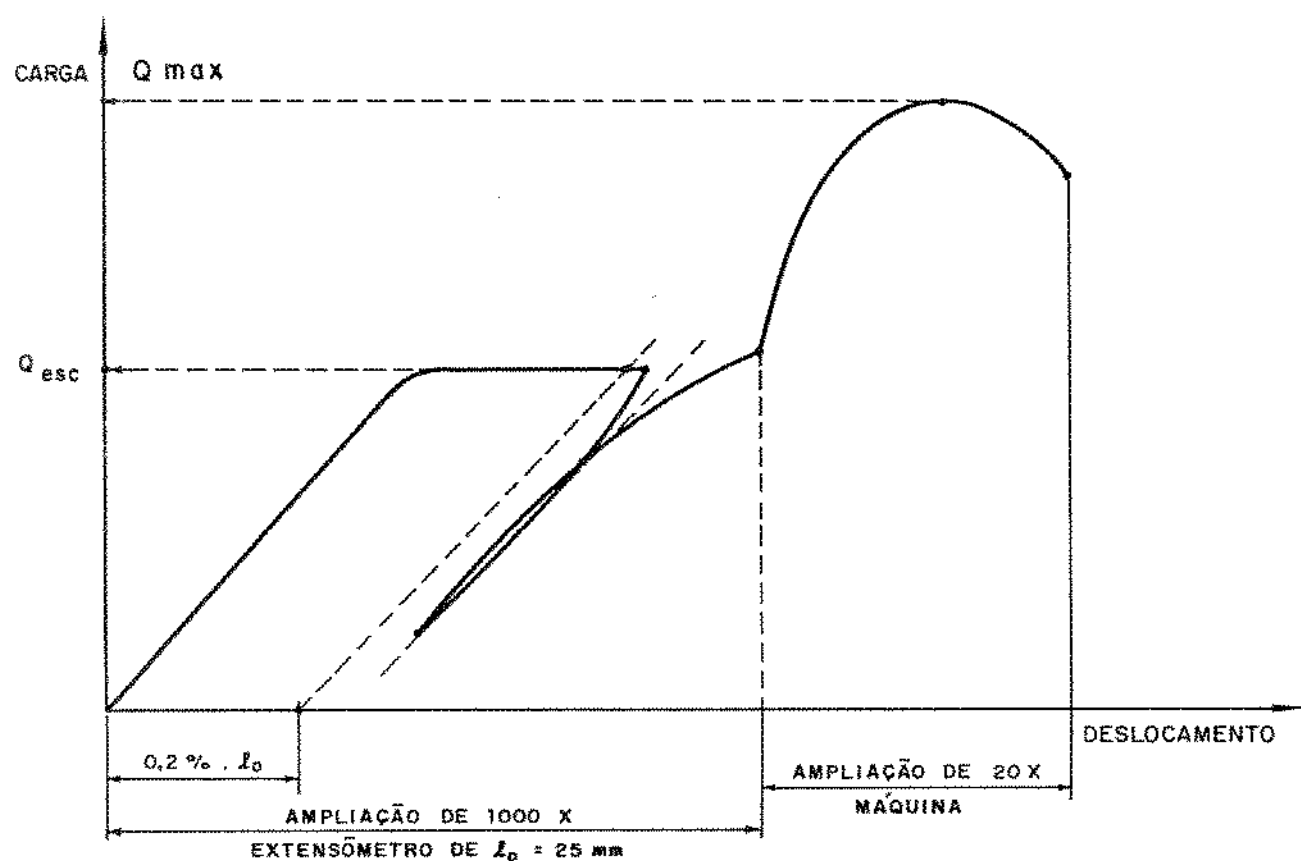


Figura 3.11 - Curva esquemática de carga x deslocamento do traves são obtida nos ensaios de tração.

de largura por 2,5mm de espessura, como está mostrado na figura 3.12. A temperatura de ensaio foi de 23°C.

3.10. Fractografia

Foram analisadas as fraturas das amostras submetidas ao ensaio de impacto Charpy, com o intuito de se correlacionar os aspectos da fratura com os resultados dos ensaios CHARPY e com as diferentes estruturas perlíticas resultante dos 3 esquemas distintos de laminação.

Essas amostras foram observadas no microscópio eletrônico de varredura, marca CAMBRIDGE, modelo S4-10, com aumentos entre 600 e 2.600x.

3.11. Determinação do Espaçamento Interlamelar da Perlita

Foram feitas medidas de espaçamento interlamelar da perlita (S_0), tanto nas amostras que foram submetidas aos tratamentos termomecânicos por forjamento e posterior transformação isotérmica, quanto em amostras que foram submetidas aos esquemas A, B e C de laminação.

Um dos métodos para obtenção de espaçamento interlamelar é o " S_0 mínimo", que consiste em escolher colônias de espaçamento mínimo e contar o número de lamelas consecutivas sobre uma linha teste, perpendicular às lamelas.

As amostras foram polidas em pastas de diamante de até 1,0 μm e atacadas profundamente com Nital 2% durante 2 minutos. Estas amostras foram analisadas em microscópio eletrônico de varredura (MEV) da marca CAMBRIDGE, modelo S4-10, com aumento entre 10.500 e 11.000x.

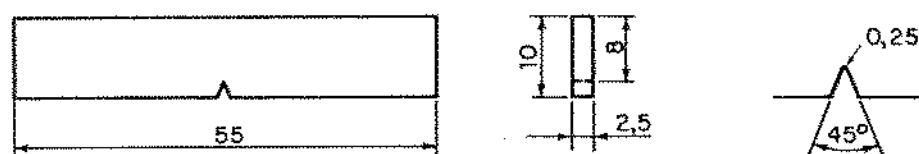


Figura 3.12 - Medidas dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy, "subsize", em milímetros.

Foram contadas as lamelas de cementita centradas em uma linha teste de 25 mm. A partir disso foi calculado o espaçamento interlamelar.

As regiões escolhidas eram aquelas que apresentavam as lamelas mais finas de perlita, e por isso essa medida foi denominada de "espaçamento interlamelar mínimo" (S_0 mín).

Nas amostras submetidas aos esquemas de laminação e posterior resfriamento contínuo, houve formação de perlita em diferentes temperaturas, e conseqüentemente, diferentes espaçamentos interlamelares. O termo "mínimo" se refere à perlita que foi desenvolvida nas temperaturas mais baixas de transformação austenita-perlita.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Heterogeneidade de Deformação nos Cilindros Forjados

A figura 4.1(a) mostra uma montagem micrográfica do estado austenítico de uma amostra do aço ABNT-1080 com redução de 50% em altura, que foi austenitizada a 1200°C por 30 minutos e deformada à temperatura de 900°C.

Na figura 4.1(b) observa-se a ausência quase total de deformação plástica nas regiões de fluxo restringido (tipo A), pouca deformação nas regiões tipo B e um aumento gradual da deformação em direção ao centro da amostra (tipo C).

Finalmente pode ser detectada uma região central com dimensões de 6,0mm x 4,0mm, onde a deformação plástica introduzida foi suficientemente alta para ocorrer a recristalização total. Em consequência, foi decidido que todas as análises e observações da microestrutura após os ensaios de forjamento ficariam restritas a esta área central das amostras.

4.2. Curvas de Análise Térmica do Processamento Austenítico e da Transformação Isotérmica

Para se estudar a transformação da austenita em perlita seria necessário conhecer os tempos de início e fim de transformação após o processamento austenítico, e para tal utilizou-se a técnica de análise térmica.

Inicialmente, utilizou-se um registrador gráfico com fundo de escala de 50 mV, para se levantar as curvas da história térmica das amostras (temperatura de austenitização, temperatura de deformação e a transformação isotérmica a 650°C). Observou-se

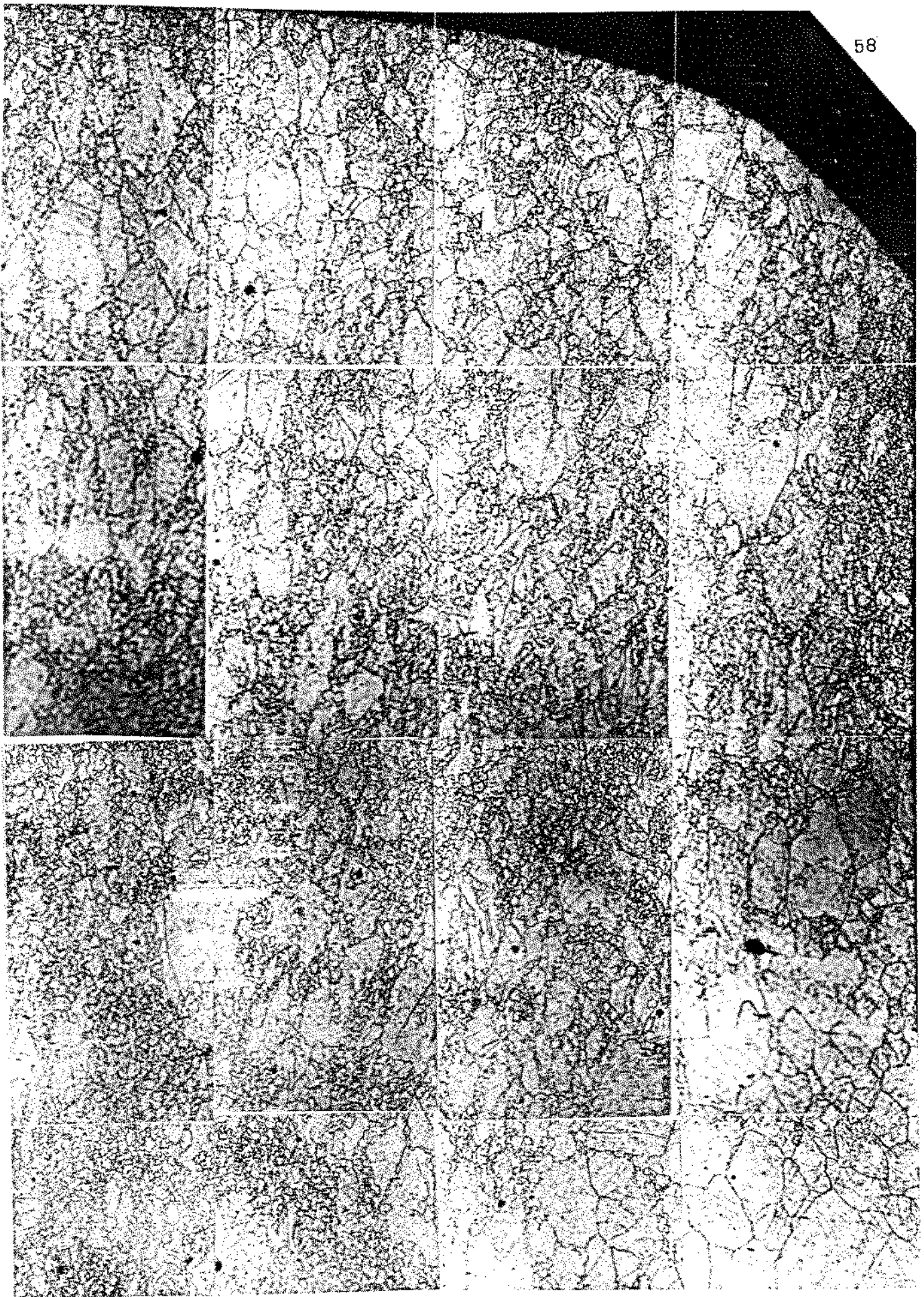
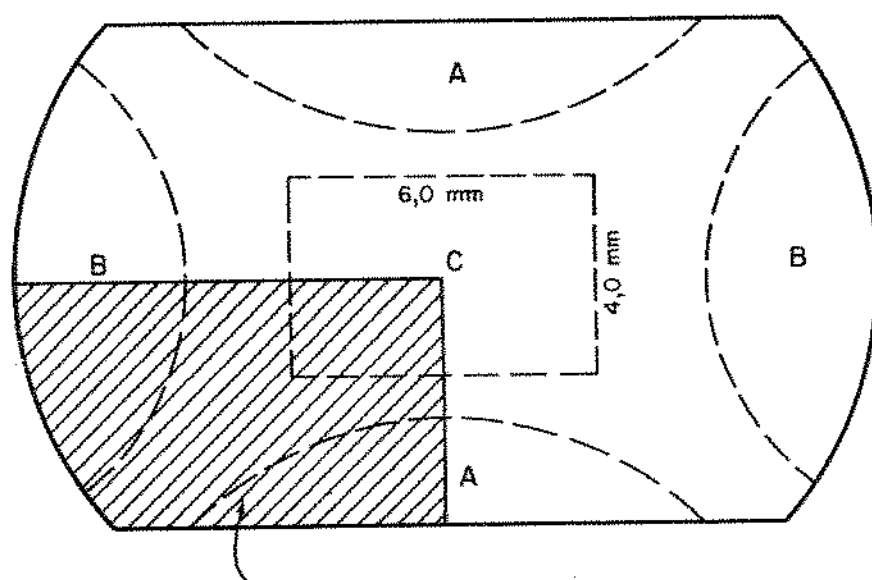


Figura 4.1 - (a) Estrutura austenítica da região demarcada na figura 4.1 (b)

Aumento: 35X

Ataque: Solução aquosa saturada de ácido pícrico com agente molhante

300 μm



REGIÃO FOTOGRAFADA NA FIGURA 4.1(a)

Figura 4.1 - (b) Apresentação esquemática de distribuição da deformação plástica, em cilindros forjados com 50% de redução em altura.

que, em amostra do aço 8C sem deformação, durante a transformação isotérmica ocorria recalescência (elevação de temperatura da amostra com a transformação de fase, figura 4.2(a)), isto é, formava-se um patamar numa temperatura superior à do banho isotérmico (650°C), e no final da transformação, a amostra voltava à temperatura de 650°C . Essa variação de temperatura indicou que havia transformação de fase. Isto foi comprovado através de metalografia em amostras parcialmente transformadas e que foram retiradas no trecho onde houve a elevação da temperatura medida. Já em amostras com 50% de redução em altura e/ou adição de nióbio não se observou mais a recalescência durante o tratamento isotérmico pelo registrador, com fundo de escala de 50 mV [figura 4.2(b)]. Mas, retiradas as amostras ao longo do tempo de permanência dentro do banho de estanho, verificou-se que houvera transformação. Logo a técnica de detecção do início e final de transformação isotérmica não era sensível para estes casos. Acoplou-se então um amplificador e um filtro entre o termopar e o registrador para melhor detectar o início e o fim das transformações (figura 4.3).

As hipóteses para explicar esta diferença na elevação de temperatura durante a transformação isotérmica, para as duas classes de amostras seriam:

- a) a quantidade de calor liberado na transformação de amostras sem deformação foi maior do que em amostras deformadas, porque a reação de transformação da austenita em perlita começou a ocorrer em toda a extensão da amostra sem deformação ao mesmo tempo. Nas amostras deformadas o início de transformação ocorreria em instantes diferentes para as distintas regiões do cilindro,

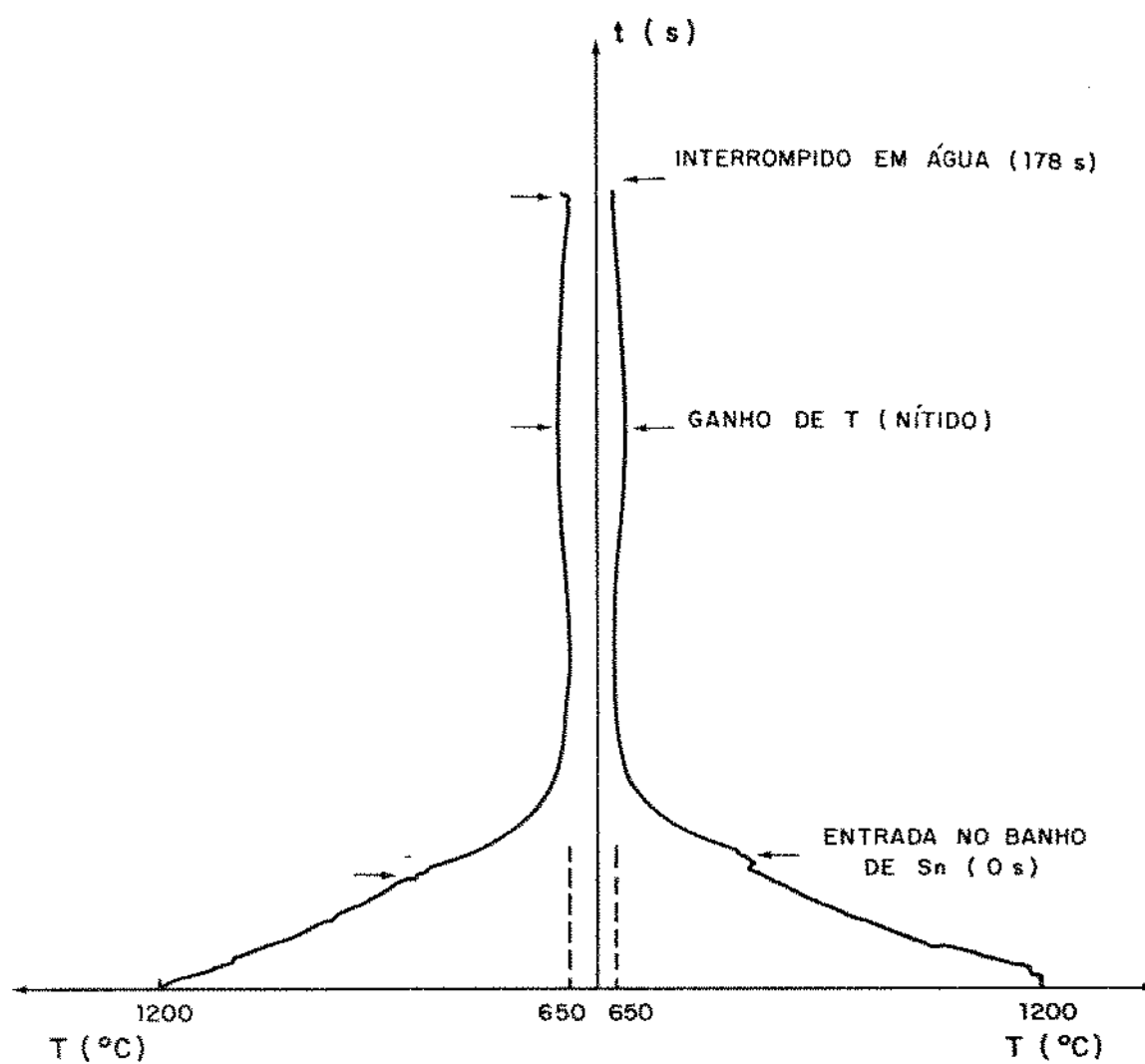


Figura 4.2 - (a) Curvas de transformação isotérmica para duas amostras do aço 1080, sem aplicação de deformação.

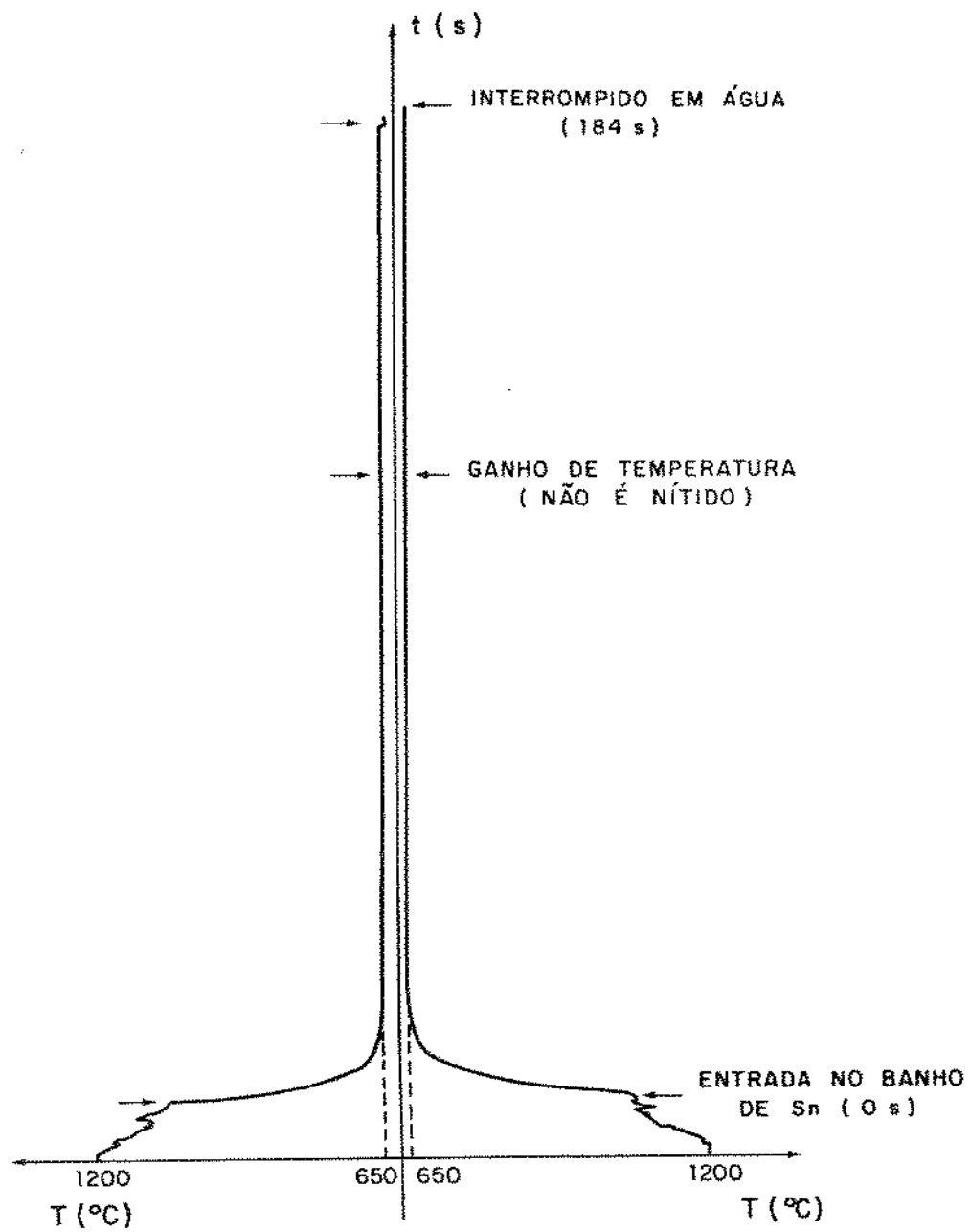


Figura 4.2 - (b) Curvas de transformação isotérmica para duas amostras do aço 1080, com deformação de 50% de redução em altura.

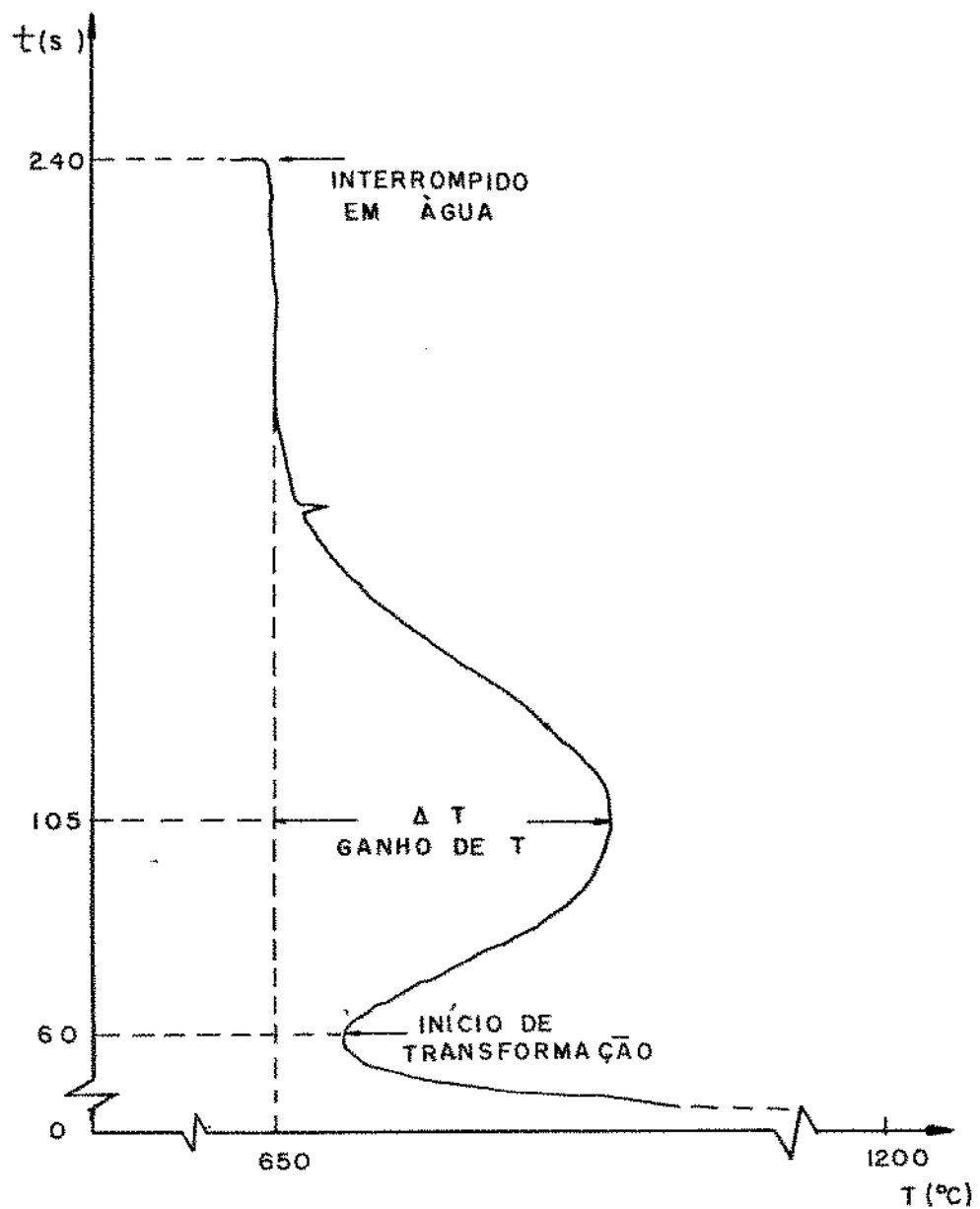


Figura 4.3 - Curva de transformação isotérmica, utilizando um amplificador e um filtro. Amostra de aço 8C autenitizada a $1200^{\circ}\text{C}/30'$, deformada por 10% à 875°C e transformada em banho isotérmico a 650°C .

devido a deformação não ser homogênea, ocasionando uma diluição na elevação da temperatura ao longo do tempo de transformação. Posteriormente isto foi comprovado metalograficamente,

- b) o nióbio no aço, além de retardar o início da transformação, parece provocar um efeito maior na heterogeneidade de deformação, isto é, as regiões com menor quantidade de deformação (as bordas dos cilindros deformados) demoravam bem mais tempo para se transformar em perlita, como mostra a figura 4.4, (quando comparado com amostras do aço sem nióbio), diluindo ainda mais a recalescência (elevação de temperatura com a transformação) ao longo do tempo, como pode ser observado na figura 4.5.

Nota:- Na região central do cilindro deformado, onde o efeito da heterogeneidade de deformação é bem menor, não se pode dizer ainda, se a velocidade de transformação austenita-perlita é menor ou maior. Isto será discutido posteriormente.

4.3. Curvas de Transformação

Das curvas de análise térmica do processamento austenítico e de transformação isotérmica, foram estimados os intervalos de tempo nos quais ocorriam as transformações, isto é, os tempos de início e final da transformação austenita-perlita.

Através das medidas metalográficas foram construídas curvas de transformação representando a fração volumétrica da

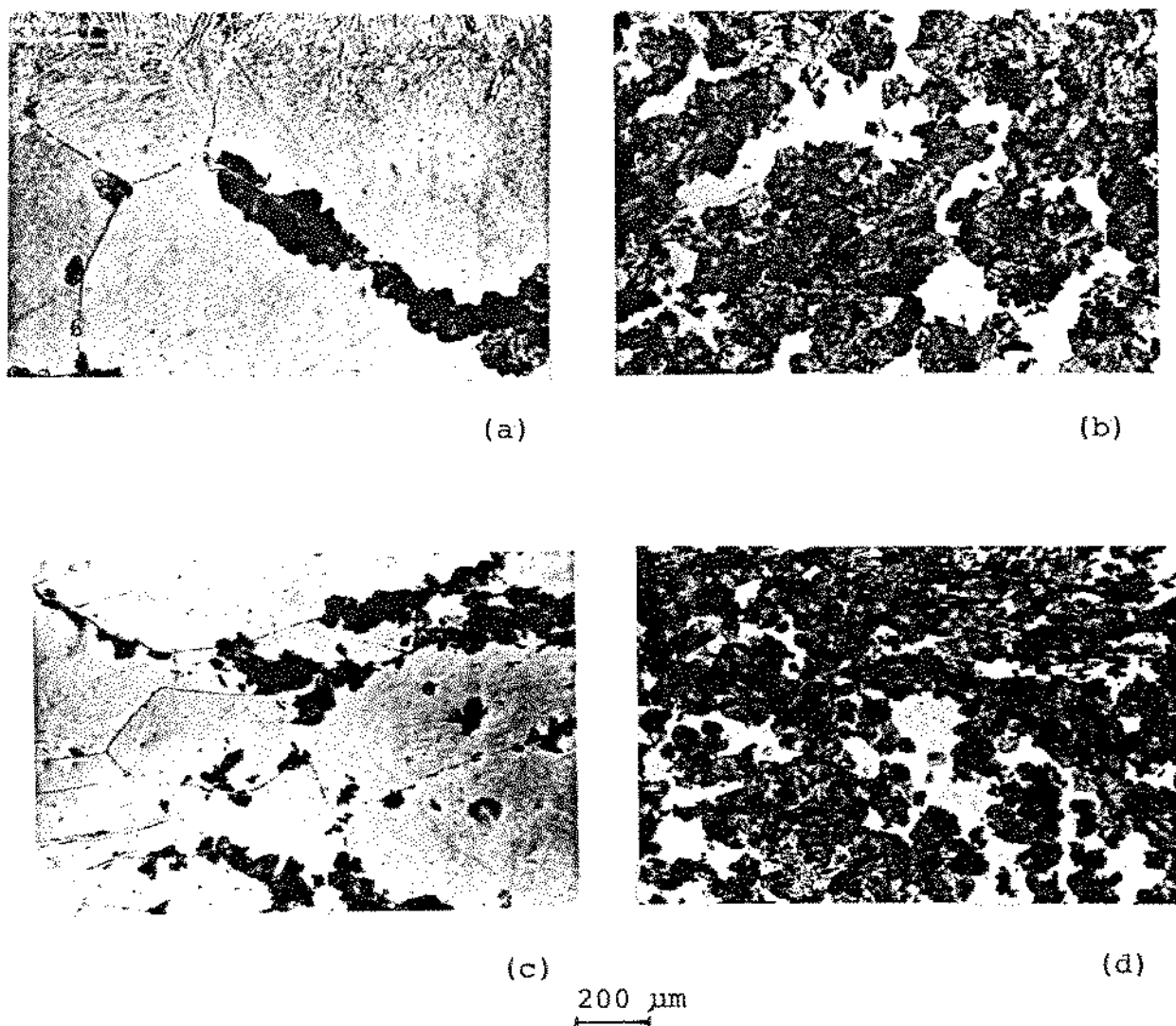


Figura 4.4 - Micrografias das amostras de aço 8C e 8N, que foram austenitizadas a 1200°C/30', deformadas por 50% a 875°C e transformadas parcialmente:

- (a) 8C na região da borda do cilindro deformado;
- (b) 8C na região central do cilindro deformado;
- (c) 8N na região da borda do cilindro deformado;
- (d) 8N na região central do cilindro deformado.

Aumento: 50X.

Ataque: Nital 3%.

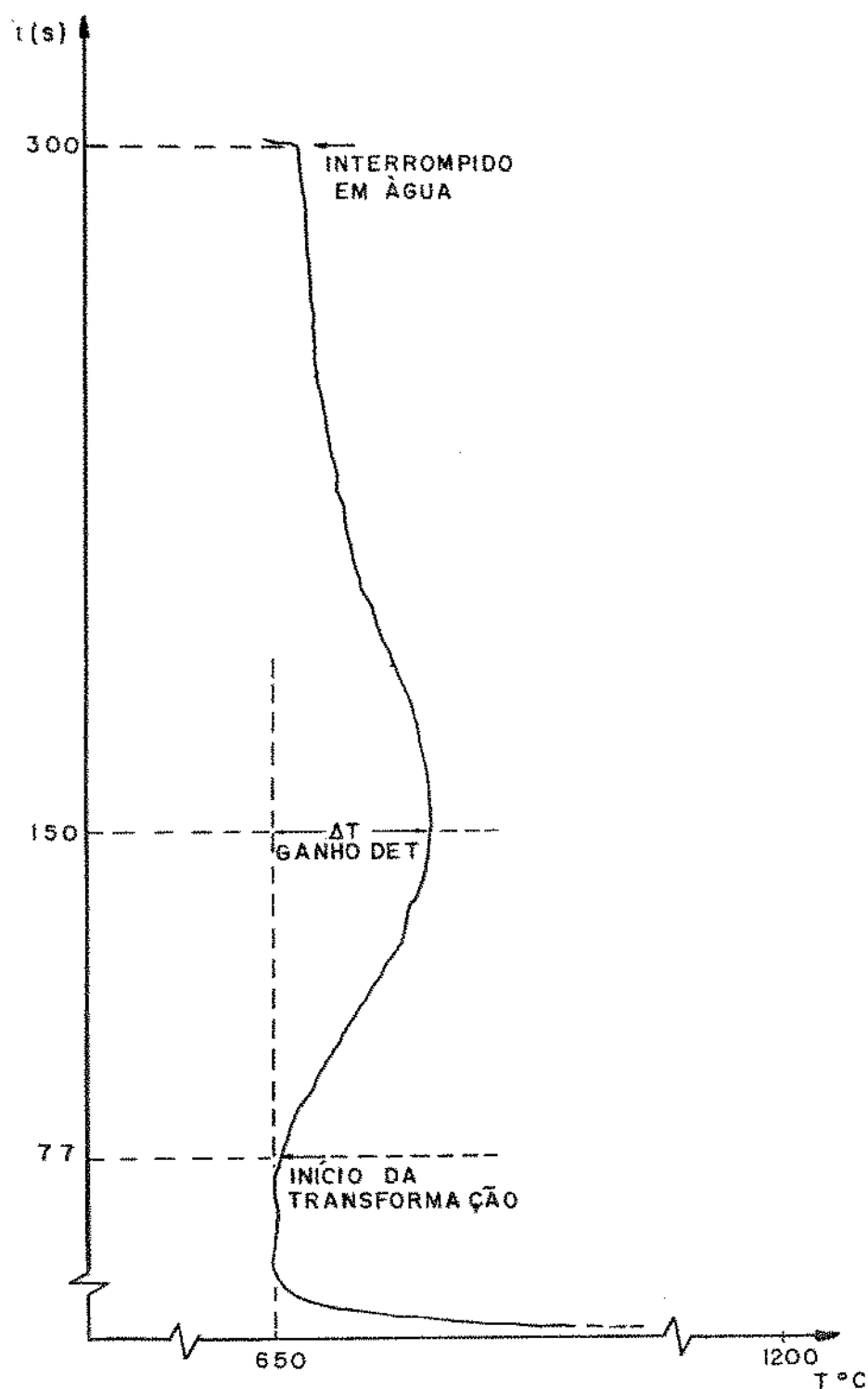


Figura 4.5 - Curva de transformação isotérmica, utilizando um amplificador e um filtro. Amostra de aço 8N austenitizada a 1200°C/30', deformada por 10% à 875°C e transformada em banho isotérmico a 650°C.

perlita transformada em função do tempo de permanência das amostras no banho de estanho a 650°C.

4.3.1. Efeito do tamanho de grão austenítico sobre as curvas de transformação austenita-perlita

Para se verificar o efeito do tamanho de grão austenítico sobre a velocidade de transformação isotérmica da austenita em perlita a 650°C, foram utilizadas amostras de aço 8C com austenita totalmente recristalizada de diferentes tamanhos de grãos. Estes tamanhos de grãos distintos da austenita foram obtidos dos seguintes tratamentos:

- austenitização a 950°C durante 30 minutos (diâmetro médio de 48 μm),
- austenitização a 1200°C durante 30 minutos (diâmetro médio de 701 μm).

A figura 4.6 mostra as curvas de fração volumétrica de perlita transformada (Vfp) em função do tempo de transformação em banho isotérmico, das amostras dos aços 8C que foram submetidas aos tratamentos acima mencionados, cujos valores estão na tabela IV.1.

Fez-se a análise dos tempos de transformação sobre a fração transformada de 15%, devido ao início de transformação acusada pelas curvas de análise térmica corresponderem aos 15% de fração de perlita transformada.

Os valores do tempo de transformação para uma fração volumétrica de perlita transformada de 15% (VfP), em amostras com tamanhos de grãos austeníticos de 48, 69 e 701 μm foram de 50, 108 e 175 segundos, respectivamente. Pode-se verificar um sensível retardamento do início de transformação austenita-

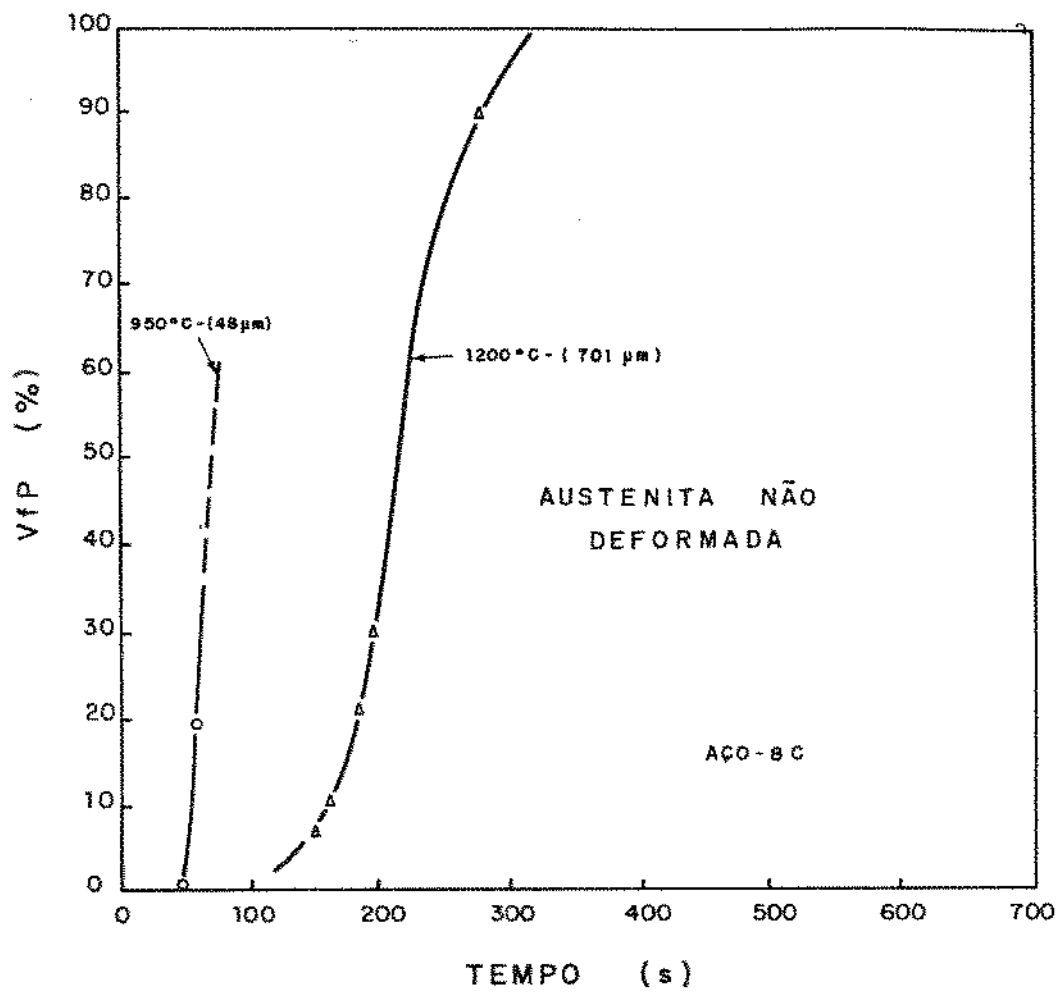


Figura 4.6 - Curvas de fração volumétrica de perlita (VfP(%)) versus tempo de transformação a 650°C, do aço 8C que austenitizado a 950°C ou 1200°C durante 30 minutos.

Tabela IV.1 - Valores da fração volumétrica da perlita (Vfp) transformada em função do tempo de transformação a 650°C, de amostras do aço 8C austenitizadas a 950°C ou 1200°C durante 30 minutos.

Aço	Taust. (°C)	T.G.A. (µm)	tempo à 650°C(s)	Vfp (%)
8C	950	48	38	0,3 ± 0,5
			47	2,1 ± 1,6
			55	18,6 ± 3,9
			150	100
	1200	701	150	8,0 ± 4,8
			160	11,7 ± 3,0
			180	20,3 ± 4,9
			190	28,6 ± 8,0
			260	90,7 ± 4,5
			314	100

perlita, com o aumento do tamanho de grão da austenita.

A figura 4.7 mostra as micrografias das amostras parcialmente transformadas do aço 8C. Comparandose as figuras 4.7(a) e (b), pode-se verificar na figura 4.7(a) o efeito do tamanho de grão austenítico, isto é, quanto menor for o tamanho de grão austenítico maior será a quantidade de nódulos nucleados num determinado tempo. Portanto um menor tamanho de grão austenítico acelerou nitidamente a transformação para a perlita. Na figura 4.7(b) pode-se verificar que a perlita nucleou essencialmente nos contornos dos grãos da austenita e cresceu para o seu interior.

4.3.2. Efeito do Nióbio em Solução sobre as Curvas de Transformação Austenita-Perlita.

Amostras de aços com e sem nióbio foram austenitizadas a 750 e 1200°C por 30 minutos, para se verificar o efeito do nióbio em solução na austenita sobre a velocidade de transformação da austenita em perlita, num banho isotérmico a 650°C. Consequentemente os tamanhos dos grãos austeníticos variaram com estas temperaturas de austenitização.

A figura 4.8 mostra as curvas de fração volumétrica de perlita transformada (VfP) em função do tempo de transformação em banho isotérmico dos aços 8C e 8N, cujos valores estão na tabela IV.2.

Para poder analisar melhor a influência do T.G.A. e do Nb em solução na austenita sobre a transformação da austenita em perlita, procurou-se correlacionar estes efeitos com os valores de t_{15} , isto é, com o tempo de transformação para uma fração volumétrica de 15%.

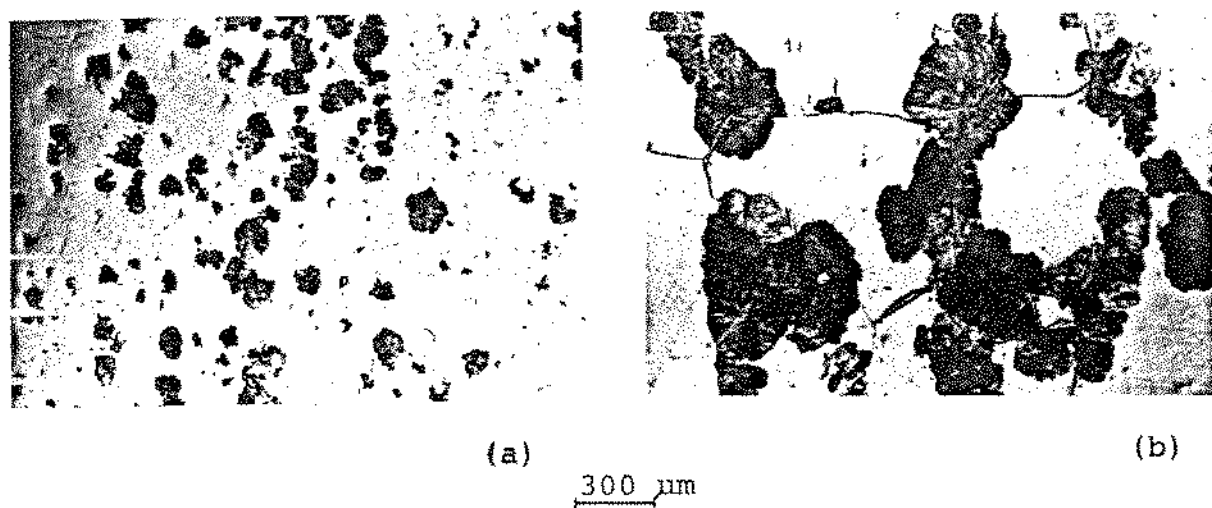


Figura 4.7 - Micrografias mostrando a transformação do aço 8C para a perlita a 650°C , em amostras sem deformação. Ataque: Nital 3%. Aumento: 35X

(a) Austenitizado a $950^{\circ}\text{C}/30'$, transformado por 55s ($V_{fp} \approx 18,6\%$).

(b) Austenitizado a $1200^{\circ}\text{C}/30'$, transformado por 190 s ($V_{fp} \approx 28,6\%$).

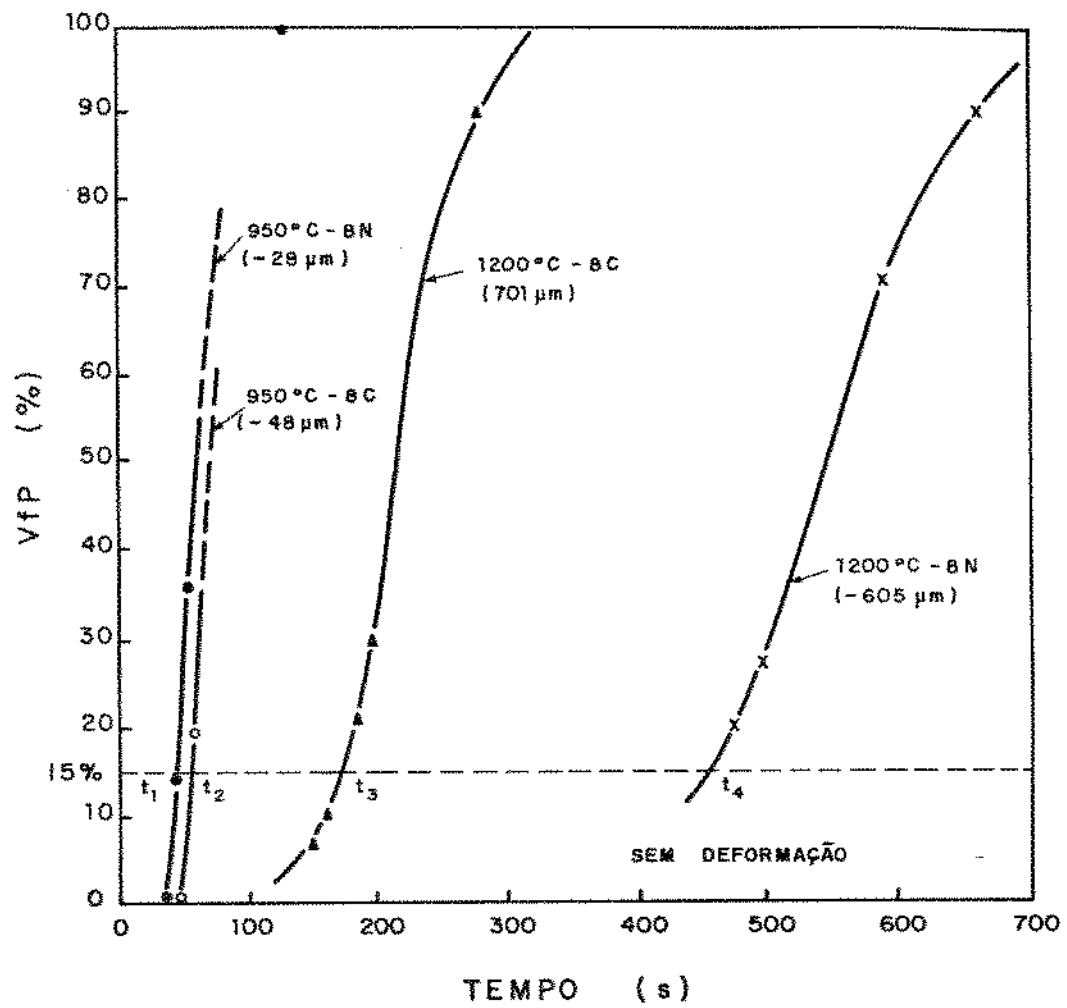


Figura 4.8 - Curvas de fração volumétrica de perlita (VfP(%)) versus tempo de transformação a 650°C, dos aços 8C e 8N que foram austenitizados a 950°C e 1200°C.

Tabela IV.2 - Valores de fração volumétrica de perlita (VfP) transformada em função dos tempos de transformação a 650°C, dos aços 8C e 8N austenitizados a 950°C ou 1200°C, durante 30 minutos.

Aço	T.aust. (°C)	T.G.A. (μm)	t.transf. a 650°C(s)	VfP (%)
8C	950	48	38	0,3 $\pm$ 0,5
			47	2,1 $\pm$ 1,6
			55	18,6 $\pm$ 3,9
			150	100%
8N	950	28	38	0,9 $\pm$ 1,0
			47	13,4 $\pm$ 4,8
			55	26,1 $\pm$ 4,1
			150	100%
8C	1200	701	150	8,0 $\pm$ 4,8
			160	11,7 $\pm$ 3,0
			180	20,3 $\pm$ 4,9
			190	28,6 $\pm$ 8,0
			260	90,7 $\pm$ 4,5
			314	100%
8N	1200	605	480	17,0 $\pm$ 7,7
			500	25,0 $\pm$ 11,8
			580	66,7 $\pm$ 7,8
			660	89,6 $\pm$ 4,0
			720	95,2 $\pm$ 2,4

Da figura 4.8 foram obtidos os valores de t_{15} e dos T.G.A. para os aços BC e 8N, e apresentadas na tabela IV-3. Nesta tabela estão apresentados também os valores de Nb solúvel obtidos segundo a equação de Nordberg-Aronson(16).

Na figura 4.9 estão apresentadas as curvas de t_{15} versus T.G.A. para os aços BC e 8N. A curva BC mostra basicamente o efeito do T.G.A. sobre o tempo de transformação t_{15} , onde pode-se notar que o t_{15} aumenta com o crescimento do grão austenítico, inicialmente um crescimento rápido na faixa de T.G.A. de 14 a 200 μm , e acima de 200 μm a variação de t_{15} é muito pequena com o crescimento do grão austenítico. A curva 8N mostra além do efeito do tamanho de grão, também o efeito do nióbio em solução, que retarda ainda mais o início de transformação da austenita em perlita.

Para se verificar somente o efeito do nióbio em solução na austenita na fração de perlita formada, como mostra a figura 4.10, plotou-se Δt_{15} versus o teor de nióbio solúvel na austenita, onde Δt_{15} é a diferença nos valores de t_{15} entre os aços BN e BC, obtidos da figura 4.9, para cada T.G.A..

$\Delta t_{15} = t_{15}(\text{8N}) - t_{15}(\text{BC})$ para mesmo T.G.A.. A solubilidade do nióbio foi calculada segundo a equação de Nordberg-Aronson (16) utilizando-se a temperatura de austenitização, do aço 8N correspondente à cada T.G.A. (cujos valores estão na tabela IV.4) A figura 4.10 mostra uma variação no valor de Δt_{15} de 0 a 300 segundos para 0,001 a 0,012% de nióbio em solução na austenita, respectivamente. Abaixo de 0,001% de nióbio em solução na austenita o aço com nióbio (8N) começou a se transformar mais rapidamente do que o aço sem nióbio(8C), devido ao seu menor T.G.A.(e à pequena quantidade de nióbio em solução na austenita). Portanto esta curva mostra

Tabela IV.3 - Valores do tamanho de grão austenítico, dos tempos de início de transformação perlítica, t_{15p} (para $VfP=15\%$) e da solubilidade do nióbio, para diferentes temperaturas de austenitizações.

ACD	T. aust. (°C)	t_{15p} (s)	T.G.A. (μm)	Nb sol. (10^{-3})(%)
8C	800	33	17,6	
	900	50	26,5	
	950	56	48,0	
	1000	75	73,2	
	1100	144	229,8	
	1150	166	489,0	
	1200	176	701,0	
8N	800	30	14,1	0,15
	900	44	14,9	0,59
	950	49	28,0	1,09
	1000	70	31,6	1,90
	1100	168	126,0	5,14
	1150	350	421,0	8,01
	1200	472	605,0	12,10

Solubilidade do Nb:

Para Nb total = 0,02%, C = 0,8% e 1200 °C, temos:

- pela equação de Nordberg (16) Nb = 0,012%
- pelos gráficos de Mei (12) Nb = 0,013%

Para Nb total = 0,02%, C = 0,8% e 950°C, temos:

- pela equação de Nordberg (16) Nb = 0,001%

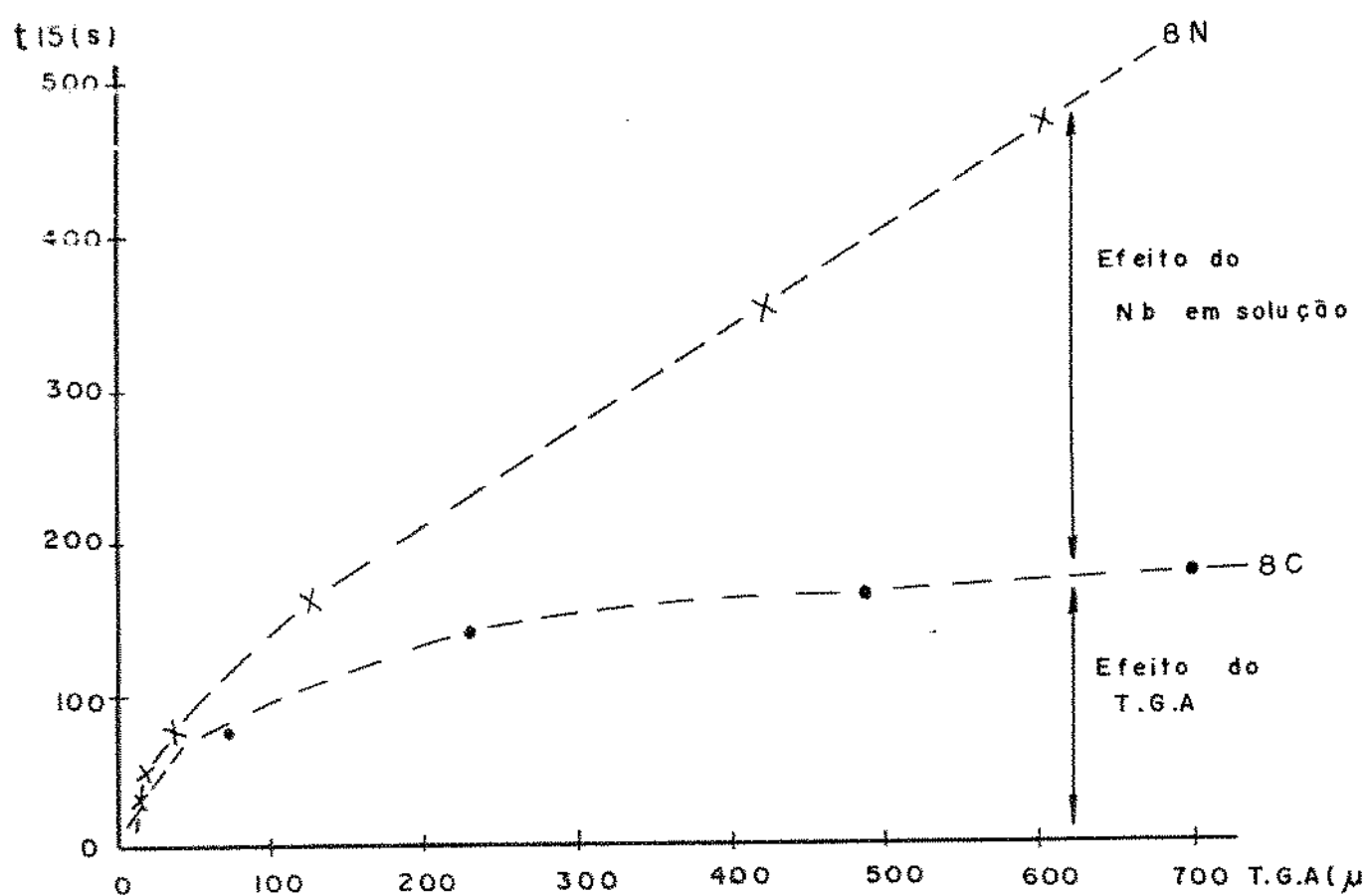


Figura 4.9 - Curvas de $t_{15}(s)$ versus T.G.A. (μm) dos aços 8C e 8N.

Tabela IV.4 - Valores de T.G.A., Δt_{15} e nióbio solúvel em função da temperatura de austenitização.

T. aust. (°C)	Nb _{sol} (10 ⁻³) %	T.G.A. (µm)		Δt_{15} (s)
		BC	BN	
800	0,15	17,6	14,1	-3
900	0,59	26,5	14,9	-6
950	1,09	33,9	15,0	-7
1000	1,90	73,2	31,6	-5
1100	5,14	229,8	126,0	24
1150	8,01	489,0	421,0	184
1200	12,10	701,0	605,0	296

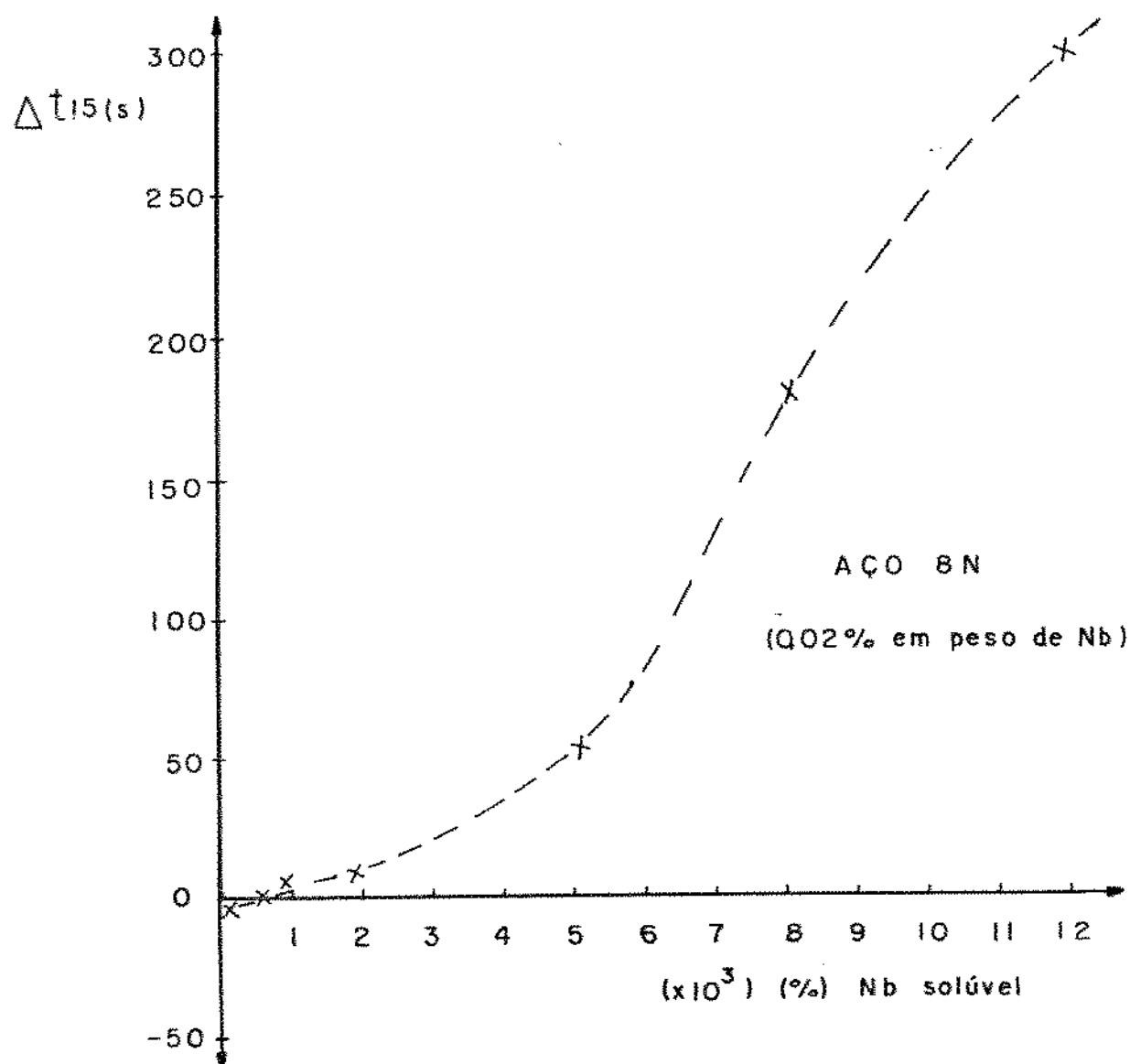


Figura 4.10 - Curva de $\Delta t_{15}(s)$ em função da quantidade niobio solúvel (% em peso).

$\Delta t_{15} = t_{15} (8N) - t_{15} (8C)$ para o mesmo T.G.A..

nitidamente o efeito do nióbio em solução sobre o retardamento no tempo de início de transformação da austenita em perlita(57)

Pela equação de solubilidade de Ohtani(63), 0,05% de nióbio deveria estar solubilizado na austenita à 1200°C, isto é, todo o nióbio do aço 8N estaria solubilizado. Mas voltando a analisar a figura 4.9, a curva 8N mostra uma elevação de t_{15} com o crescimento do tamanho de grão, mesmo para temperatura de austenitização de 1200°C (tamanho de grão de 605 μm), indicando ainda a existência de nióbio a ser solubilizado, o que contraria a equação de Ohtani. Vale ressaltar que Ohtani estudou solubilidade de NbC e não NbCN. E no nosso caso o aço 8N apresentava uma certa quantidade de nitrogênio, e que certamente teríamos a presença de NbCN e não só NbC.

4.3.3. Efeito da Deformação na Transformação Austenita-Perlita

a) Efeito da temperatura de deformação sobre o estado austenítico

Para se estudar o efeito da deformação da austenita sobre a transformação austenita-perlita foi necessário conhecer inicialmente o estado austenítico de cada um dos aços, resultantes das deformações à diferentes temperaturas.

Os resultados das análises metalográficas, em aços 8C e 8N que foram submetidos à austenitização de 1200°C durante 20 minutos e subsequente redução de 50% em altura a diferentes temperaturas, revelaram que:

- para a temperatura de deformação de 1100°C, ambos os aços apresentavam estruturas austeníticas totalmente recristalizadas, como pode ser visto na

figura 4.11. O tamanho de grão austenítico, obtido pelo método da comparação ASTM, foi $69\text{ }\mu\text{m}$ e $55\text{ }\mu\text{m}$ para os aços 8C e 8N, respectivamente;

- para a temperatura de deformação de 875°C , o aço 8N apresentava-se totalmente encruado, isto é, sem recristalização da austenita (com T.G.A. = $605\text{ }\mu\text{m}$), e o aço 8C apresentava-se parcialmente recristalizado (com T.G.A. = $78\text{ }\mu\text{m}$, figura 4.12);
- para a temperatura de deformação de 700°C , o aço 8C ainda continuava apresentando alguns grãos recristalizados ao longo dos antigos contornos de grão austenítico, principalmente na região central do cilindro deformado, como mostra a figura 4.13.

As amostras do aço 8C que foram austenitizadas a 1200°C durante 30 minutos e deformadas por 30 e 10% de redução em altura a 700°C apresentaram-se totalmente não recristalizada (austenita encruada).

b) Efeito da Quantidade de Deformação

Para se estudar o efeito da quantidade de deformação sobre a transformação austenita-perlita, subdividiu-se as condições das austenitas em:

- (1) austenita deformada não recristalizada;
- (2) austenita deformada e totalmente recristalizada;

(1) Austenita Deformada Não Recristalizada

Esta estrutura foi obtida para os aços. 8N austenitizado a 1200°C por 30 minutos e deformado com 10, 30 e 50% de redução em altura à temperatura de 875°C ; e 8C austenitizado a 1200°C por 30

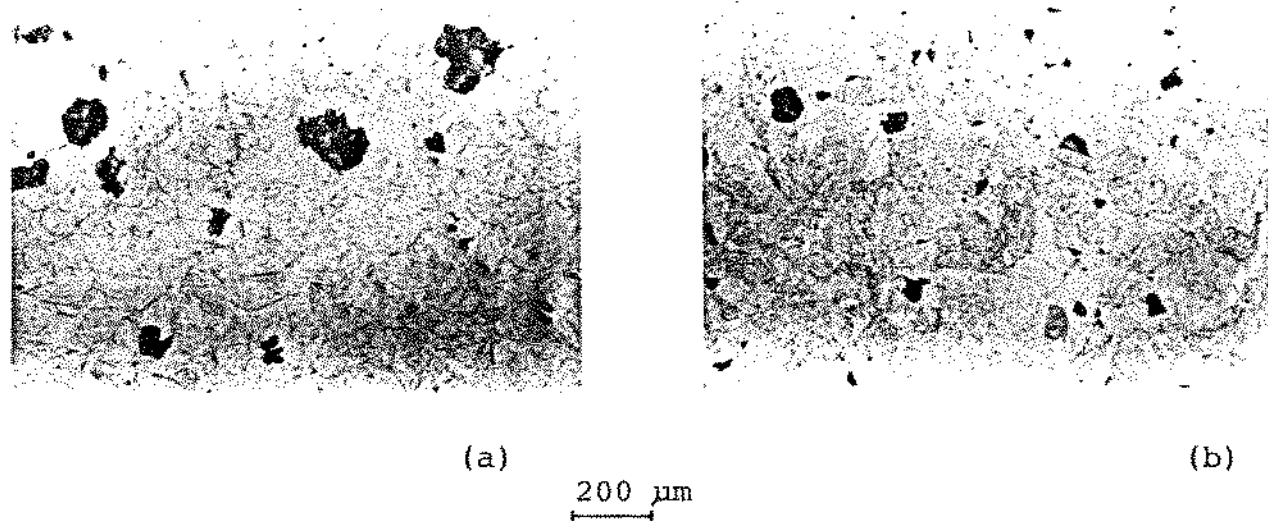


Figura 4.11 - Micrografias dos aços 8C e 8N austenitizados a $1200^{\circ}\text{C}/30'$ e submetidos à deformação de 50%, à temperatura de 1100°C e depois resfriados rapidamente em água.

(a) aço 8C , (b) aço 8N

Aumento: 50X

Ataque: solução aquosa saturada de ácido pícri
co com agente molhante (à 70°C).

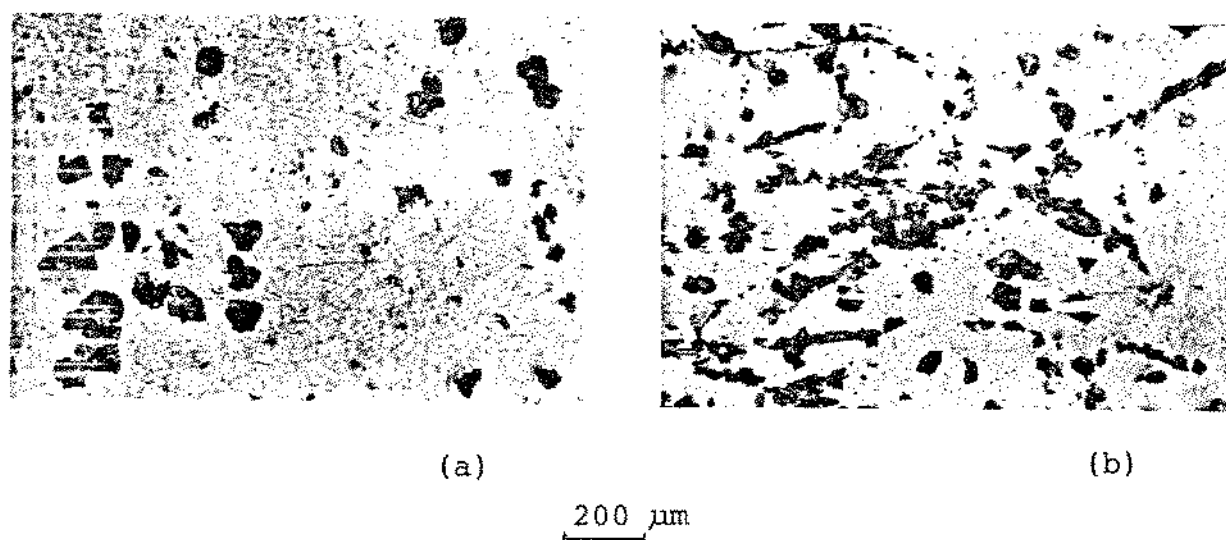


Figura 4.12 - Micrografias dos aços 8C e 8N austenitizados a 1200°C/30', submetidos à deformação de 50% à temperatura de 875°C e resfriados em água.

(a) Aço 8C

(b) Aço 8N

Ataque: solução aquosa saturada de ácido pícrico com agente molhante (à 70°C)

Aumento: 50X.

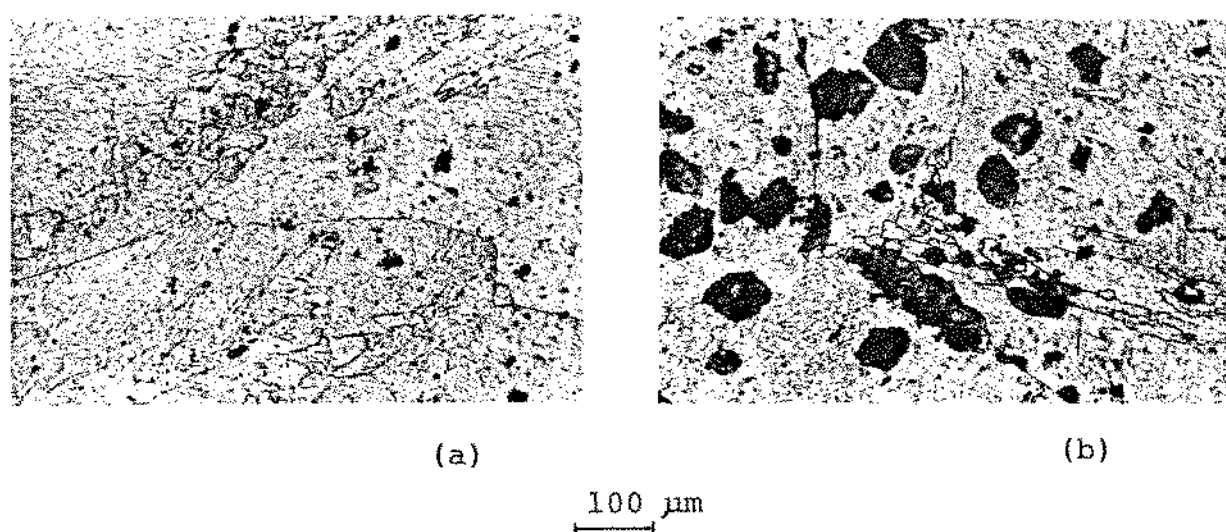


Figura 4.13 - Micrografias do aço 8C austenitizado a 1200°C por 30 minutos, deformado por 50% a 700°C e:

(a) transformados por 15s a 650°C e resfriado em água.

(b) transformados por 25s a 650°C e resfriado em água.

Aumento: 100X

Ataque: Solução aquosa de ácido pícrico com agente molhante (a 70°C).

minutos e deformado com 10 e 30% de redução em altura à temperatura de 700°C (este aço com 50% de redução em altura apresentou alguns grãos recristalizados ao longo dos antigos grãos austeníticos, como observado na figura 4.13).

A figura 4.14 mostra as curvas de fração volumétrica de perlita transformada isotermicamente (V_fP (%)) em função do tempo de transformação dos aços 8N e 8C que foram submetidos aos tratamentos acima, cujos valores estão apresentados nas tabelas IV.5 e IV.6. Pode-se verificar que o aumento na deformação da austenita acelera a transformação para perlita de maneira acentuada. Como o aço com nióbio apresentava um menor tamanho de grão austenítico, deveria para a mesma redução em altura apresentar t_{15} menores. Isto não acontece devido ao efeito do nióbio em solução na austenita ser mais forte, nesta temperatura, que o efeito do T.G.A.. Assim a resultante destes dois efeitos antagônicos é que os tempos para a formação da perlita são maiores no aço com nióbio, mesmo possuindo um menor T.G.A.. Para melhor visualizar este efeito foram tomados os tempos de transformação para $V_fP=15\%$, t_{15} (tabela IV.7) e plotados em função da quantidade de redução em altura, como mostra a figura 4.15. Pela figura notamos que o aço 8N sofreu uma redução de aproximadamente 70% no valor de t_{15} , quando comparamos a austenita não deformada com a condição de austenita deformada com 10% de redução em altura. Os valores de t_{15} não sofreram

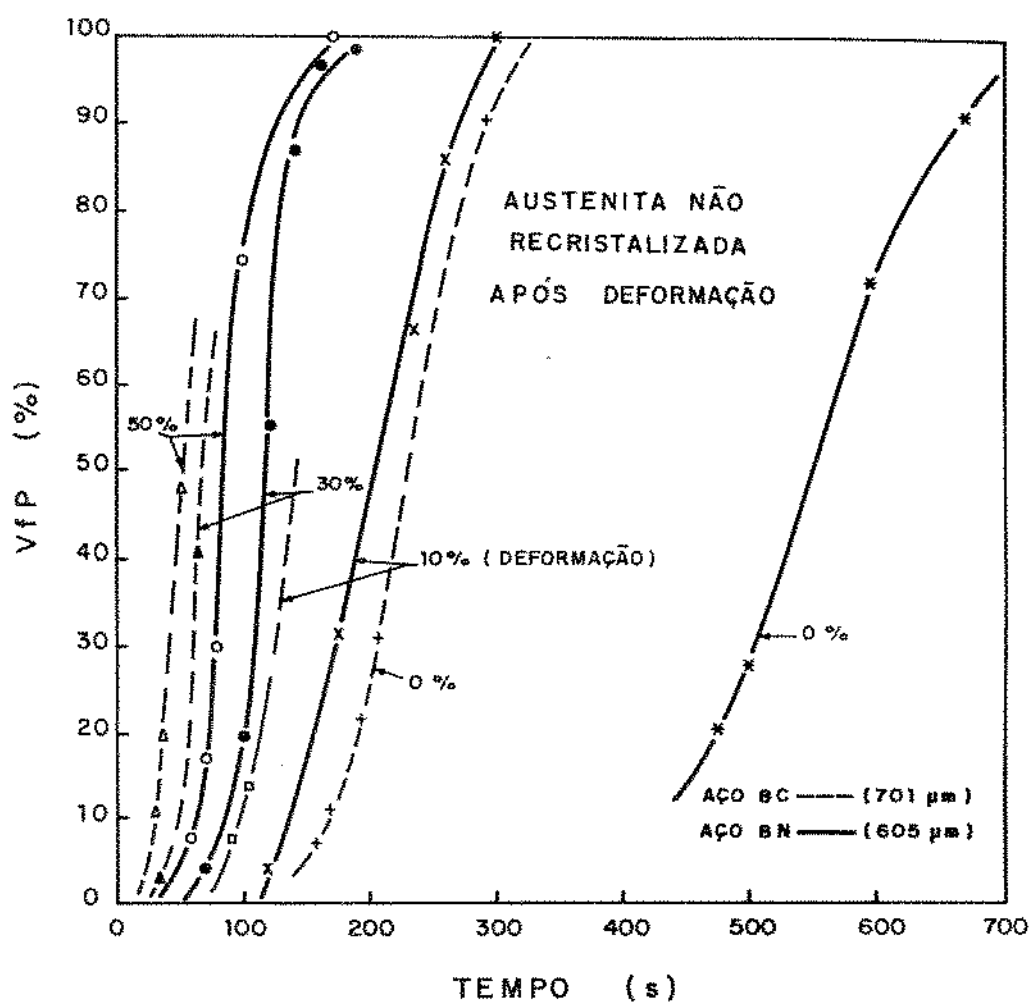


Figura 4.14 - Curvas de fração volumétrica de perlita (VfP(%)) versus tempo de transformação a 650°C . do: - aço 8N que foi austenitizado a $1200^{\circ}\text{C}/30'$ e deformado a 875°C por 10, 30 e 50% de redução em altura; - aço 8C que foi austenitizado a $1200^{\circ}\text{C}/30'$ e deformado a 700°C por 10, 30 e 50% de redução em altura.

Tabela IV.5 - Valores de (VfP (%)) em função do tempo de transformação a 650°C, das amostras do aço 8N, austenitizadas à 1200°C/30', e deformadas a 875°C com 10, 30 e 50% de redução em altura.

Aço	def. (%)	T.G.A. (μm)	tempo (s)	VfP (%)
8N	10	Sem	119	1,7 $\pm$ 1,8
		recristali-	175	23,6 $\pm$ 5,3
		zação	240	66,7 $\pm$ 10,0
			271	84,5 $\pm$ 6,4
		605 μm	300	100
8N	30	Sem	70	3,1 $\pm$ 1,5
		recristali-	100	18,8 $\pm$ 4,5
		zação	120	63,0 $\pm$ 6,4
			140	85,5 $\pm$ 3,0
			160	97,3 $\pm$ 2,0
		605 μm	190	98,8 $\pm$ 1,4
8N	50	Sem	60	4,1 $\pm$ 2,2
		recristali-	70	15,2 $\pm$ 3,4
		zação	80	25,3 $\pm$ 7,4
			100	80,4 $\pm$ 5,4
		605 μm	170	100
8N	deforma- ção	605 μm	480	17,0 $\pm$ 7,7
		Sem	500	25,0 $\pm$ 11,8
		recristali-	580	66,7 $\pm$ 7,9
		zação	600	89,6 $\pm$ 4,0

Tabela IV.6 - Valores de (VfP (%)) em função do tempo de transformação a 650°C, das amostras do aço 8C, austenitizadas a 1200°C/30', e deformadas a 700°C com 10, 30 e 50% de redução em altura.

Aço	def. (%)	T.G.A. (µm)	tempo (s)	VfP (%)
8C	10	701	80	7,2 ± 4,2
			(s/recrist.) 100	13,1 ± 5,4
	30	701	30	2,1 ± 1,6
			(s/recrist.) 60	40,5 ± 13,0
	50	701	25	11,2 ± 3,7
			40	18,3 ± 4,7
			(c/ início de recrist.) 55	47,7 ± 7,3
8C	Sem deformação	701 (recrist.)	150	8,0 ± 4,8
			160	11,7 ± 3,0
			180	20,3 ± 4,9
			190	28,6 ± 8,0
			260	90,7 ± 4,5

Tabela IV.7 - Valores de t_{15} (s) em função da quantidade de redução em altura (%), obtidos da Figura 4.15 para os aços 8C e 8N.

Aço	Redução em altura (%)	t_{15} (s)
8C (701 μm)	0	179
	10	106
	30	53
	50	32
8N (605 μm)	0	453
	10	145
	30	92
	50	68

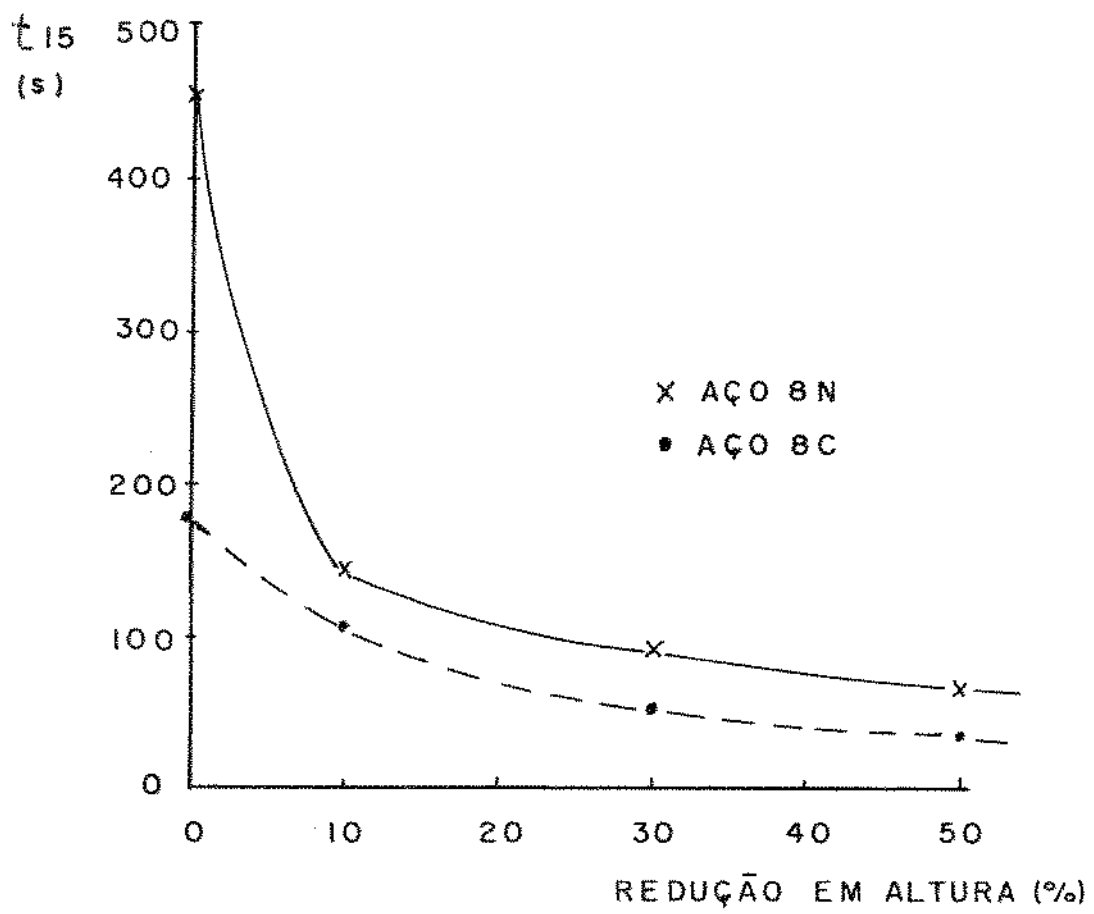


Figura 4.15 - Curvas de variação do tempo t_{15} (s) em função da quantidade de redução em altura (%), dos aços 8C e 8N.

grandes alterações com o incremento nos valores de redução em altura de 10 para 30 e para 50%. Além disso foram calculadas as variações percentuais destes tempos em relação ao t_{15} do respectivo aço sem deformação. Foram plotados em função da porcentagem de redução em altura, como mostra a figura 4.16. Esta figura mostra que o aço 8C apresentou uma variação percentual de t_{15} , ($\%t_{15}$), de 39, 68 e 80% para as deformações de 10, 30 e 50% de redução em altura, respectivamente.

$$(\%t_{15}) = \frac{(t_{15})_{RA=0} - (t_{15})_{RA=10,30,50}}{(t_{15})_{RA=0}} \quad (4.a)$$

Já o aço 8N, que contém nióbio em solução na austenita pelo menos na condição não deformada, apresentou uma variação percentual de t_{15} , ($\%t_{15}$), de 68, 79 e 85% para as deformações de 10, 30 e 50% de redução em altura, respectivamente (figura 4.16). Analisando estas curvas, verifica-se que uma redução em altura de apenas 10% levou a uma variação percentual de t_{15} bastante acentuada, de 68% para o aço 8N e 39% para o aço 8C, e a curva tende a formar um patamar para reduções de 30 e 50%. Esta diferença no valor de ($\%t_{15}$) de 39% para o aço 8C e 68% para o aço 8N, mostra que o nióbio em solução tem grande efeito retardador no início de transformação da austenita em perlita (na condição austenitizada e sem deformação), e perde o seu efeito retardador para uma deformação de 10% de redução em altura (equivalente à redução efetiva de

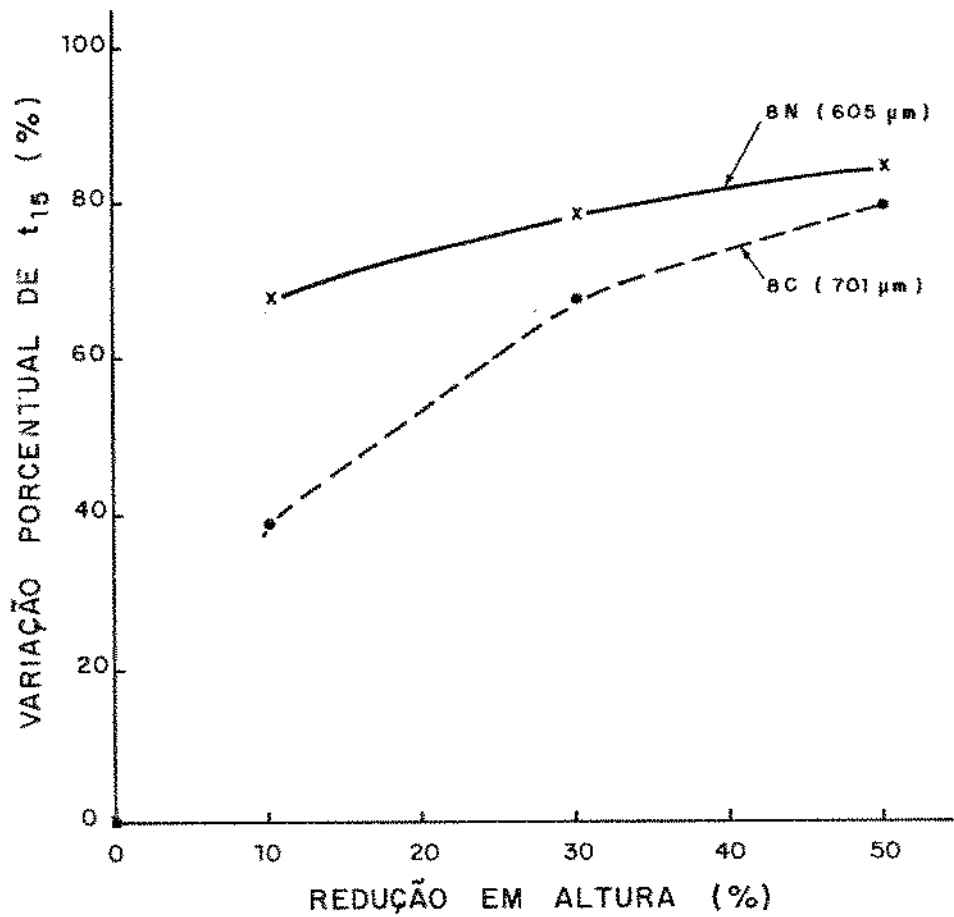


Figura 4.16 - Variação percentual dos valores de t_{15} (tempo de transformação isotérmica para $VfP = 15\%$) em função da porcentagem de redução em altura (deformação plástica), para os aços 8C e 8N deformados à 700 e 875°C respectivamente.

aproximadamente 40%, segundo Freire (59), o que leva-nos a supor que o nióbio tenha sofrido precipitação parcial com a deformação (fato não confirmado neste trabalho). Isto é, não apresentou uma variação significativa nos valores de t_{15} para estas reduções maiores indicando uma tendência à saturação do efeito da quantidade de deformação sobre a transformação da austenita em perlita.

Freire e colaboradores (59) estudaram o efeito da redução em altura do cilindro sobre a quantidade de deformação efetiva nas diversas regiões do mesmo, utilizando fotoelasticidade, cujos resultados estão apresentados na figura 4.17. Esta figura mostra que uma redução em altura de 16% pode provocar uma deformação efetiva de aproximadamente 40% no centro do cilindro deformado.

Logo uma redução em altura de 30 e 50% corresponderia à deformações efetivas bem maiores e certamente estaria no seu limite de saturação do efeito da deformação, o que deve ter provocado uma junção ou quase sobreposição das curvas de fração volumétrica da perlita transformada na figura 4.14.

(2) Austenita deformada e totalmente recristalizada

Esta condição austenítica foi obtida para os aços BC e 8N austenitizados a 1200°C/30' e deformados por 50% de redução em altura à temperatura de 1100°C. A deformação de 50% a 1100°C provocou as seguintes reduções no tamanho de grão da austenita;

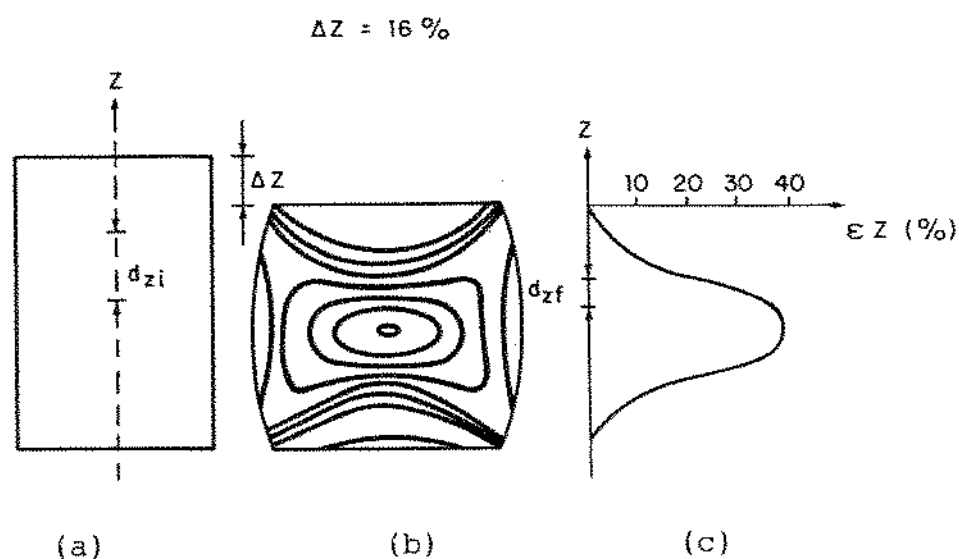


Figura 4.17 - Forma inicial e final de um cilindro submetido a teste de compressão:

(a) cilindro antes da deformação;

(b) cilindro após deformação.

Em (b) são observadas as linhas de deformação e a heterogeneidade de deformação. Em (c) estão apresentadas as deformações efetivas ao longo da altura do cilindro deformado (59).

- de 701 μm para 69 μm no aço 8C,
- de 605 μm para 55 μm no aço 8N.

Para o aço 8C, a alteração na cinética da transformação austenita-perlita foi devida somente ao efeito do tamanho de grão, ao passo que no aço 8N, esta alteração foi devida ao efeito do refino de grão da austenita (que reduz o tempo de transformação) e do efeito retardador do nióbio em solução na austenita (que aumenta o tempo de transformação).

A figura 4.18 mostra as curvas de fração volumétrica de perlita transformada (VfP (%)) em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, dos aços 8C e 8N que foram:

- austenitizados a 1200°C/30' e não-deformados;
- austenitizados a 1200°C/30' e deformados por 50% a 1100°C, cujos valores estão apresentados na tabela IV.8.

Comparando-se as curvas de transformação isotérmica do aço 8C, verificou-se que houve uma redução percentual de t_{15} de 38% para um refino de grão de 701 para 69 μm (esta variação é devida somente ao efeito do tamanho de grão da austenita).

Para o aço 8N, a redução percentual de t_{15} foi de 71% para um refino de grão de 605 para 55 μm . Neste caso existem os dois efeitos antagônicos, isto é, o da redução do tempo de transformação devido ao refino de grão da austenita, e o do retardamento da transformação devido ao nióbio

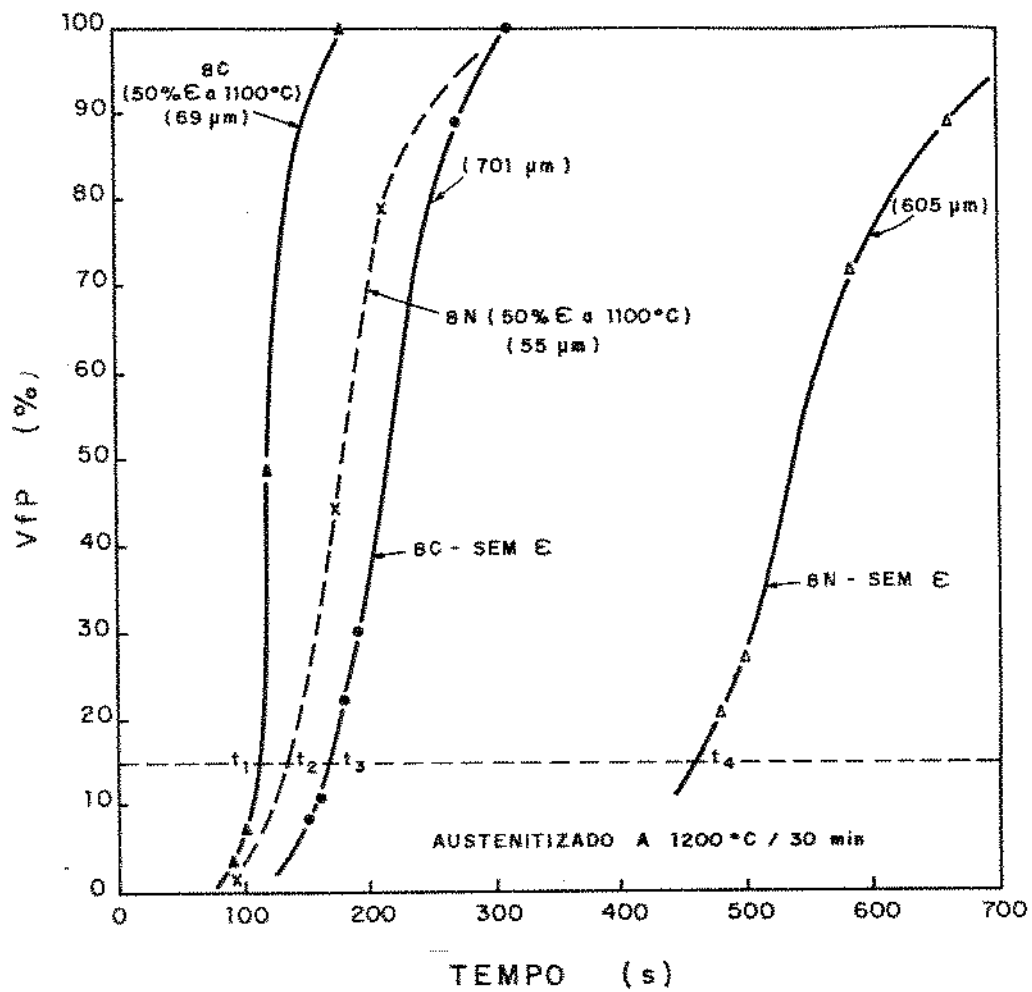


Figura 4.18 - Curvas de fração volumétrica de perlita ($VfP(\%)$) versus tempo de transformação a 650°C, dos aços 8C e 8N (sem def.) austenitizados a 1200°C/30'; e dos austenitizados a 1200°C/30' e deformados por 50% a 1100°C

Tabela IV.8 - Valores da fração volumétrica de perlita transformada (VfP (%)) em função dos tempos de transformação a 650°C dos aços 8C e 8N que foram: - austenitizados a 1200°C/30'e não deformados, - austenitizados a 1200°C/ 30'e deformados por 50% de redução em altura a 1100°C.

Aço	def. (%)	T.G.A. (μm)	tempo (s)	VfP (%)
8C	0	701	150	8,0 $\pm$ 4,8
			160	11,7 $\pm$ 3,0
			180	20,3 $\pm$ 4,9
			190	28,6 $\pm$ 8,0
			260	90,7 $\pm$ 4,5
			314	100
8N	0	605	480	17,0 $\pm$ 7,7
			500	25,0 $\pm$ 11,8
			580	66,7 $\pm$ 7,8
			660	89,6 $\pm$ 4,0
			720	95,2 $\pm$ 2,4
8C	50	69	88	3,9 $\pm$ 2,5
			100	6,4 $\pm$ 2,4
			112	48,3 $\pm$ 11,5
			178	100
8N	50	55	88	1,4 $\pm$ 1,2
			175	43,5 $\pm$ 9,8
			210	76,9 $\pm$ 5,3
			337	100

em solução na austenita. Se compararmos a condição deformada por 50% a 1100°C, entre os aços 8C e 8N, verifica-se que o aço 8N apresentou um tamanho de grão mais refinado que o aço 8C, mas o valor de t_{15} do aço 8N foi maior do que o do aço 8C. Portanto, este efeito retardador deve ser devido ao nióbio ainda remanescente em solução na austenita. Mas vale ressaltar a redução drástica no valor de t_{15} sofrida pelo aço 8N com a deformação, pois a redução no T.G.A. foi de aproximadamente 90% para ambos os aços, 8C e 8N, e a redução no t_{15} foi de 72% para o aço 8N e 34% para o aço 8C.

4.4. Taxa de Crescimento dos Nódulos de Perlita (G)

Para a determinação da taxa de crescimento de perlita, foi utilizado o método da medida direta de diâmetros máximos da hemisfera ou nódulos de perlita em amostras transformadas parcialmente em banho isotérmico a 650°C. Os valores de "dmax" foram plotados em função do tempo de transformação isotérmica para diferentes condições austeníticas, como mostram as figuras de 4.19 a 4.24, cujos valores estão nas Tabelas IV.9a. e IV.9b. Foram utilizadas técnicas de regressão linear para definir a posição e a inclinação das retas. O coeficiente angular de cada reta fornece a taxa de crescimento dos nódulos de perlita, expressa por:

$$G = \frac{\Delta \text{ dmax } (\mu\text{m})}{\Delta \tau \text{ (s)}} \quad (4.5)$$

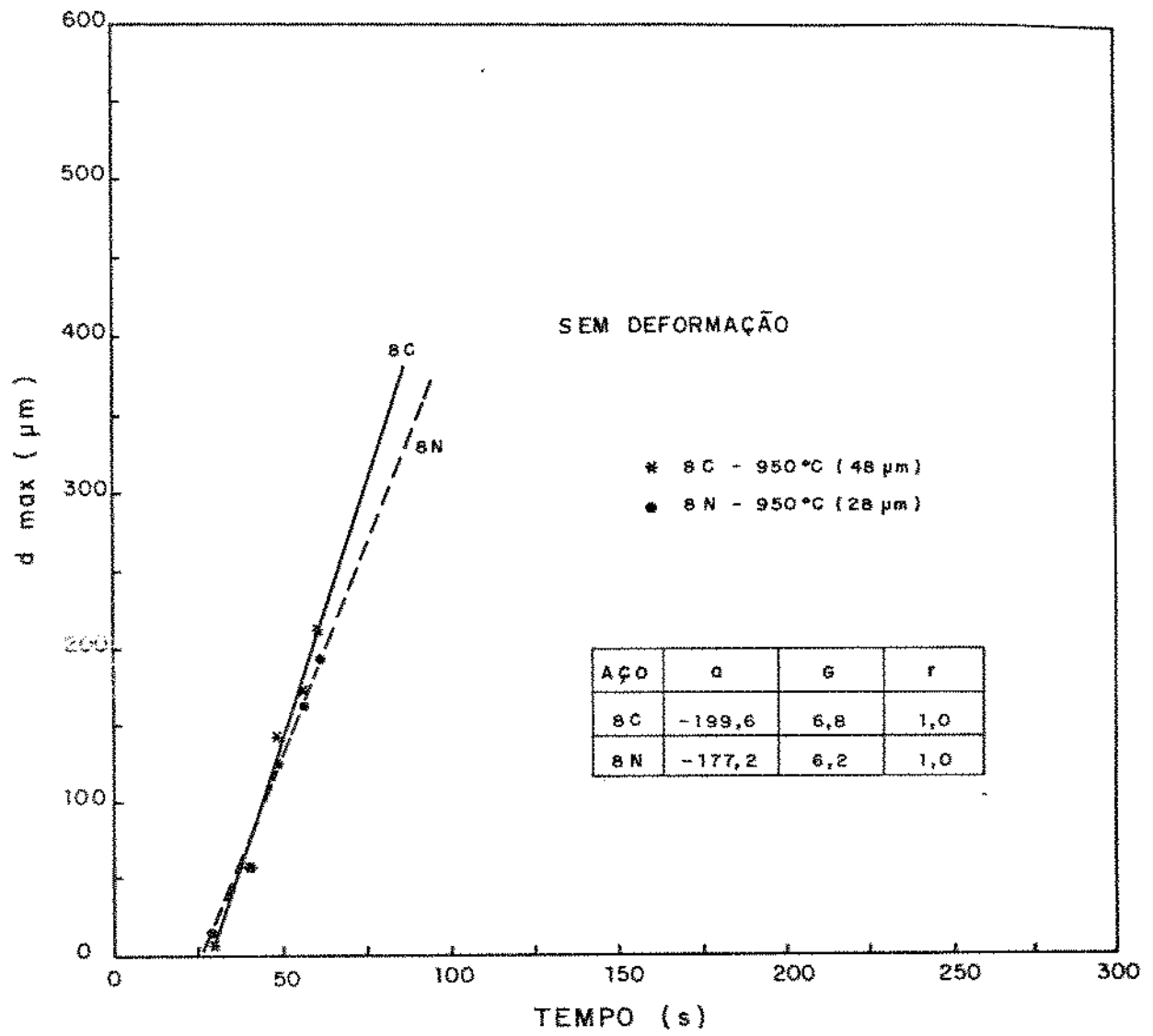


Figura 4.19 - Curvas de "d max" em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C , de aços 8C e 8N que foram austenitizados a 950°C durante 30 minutos.

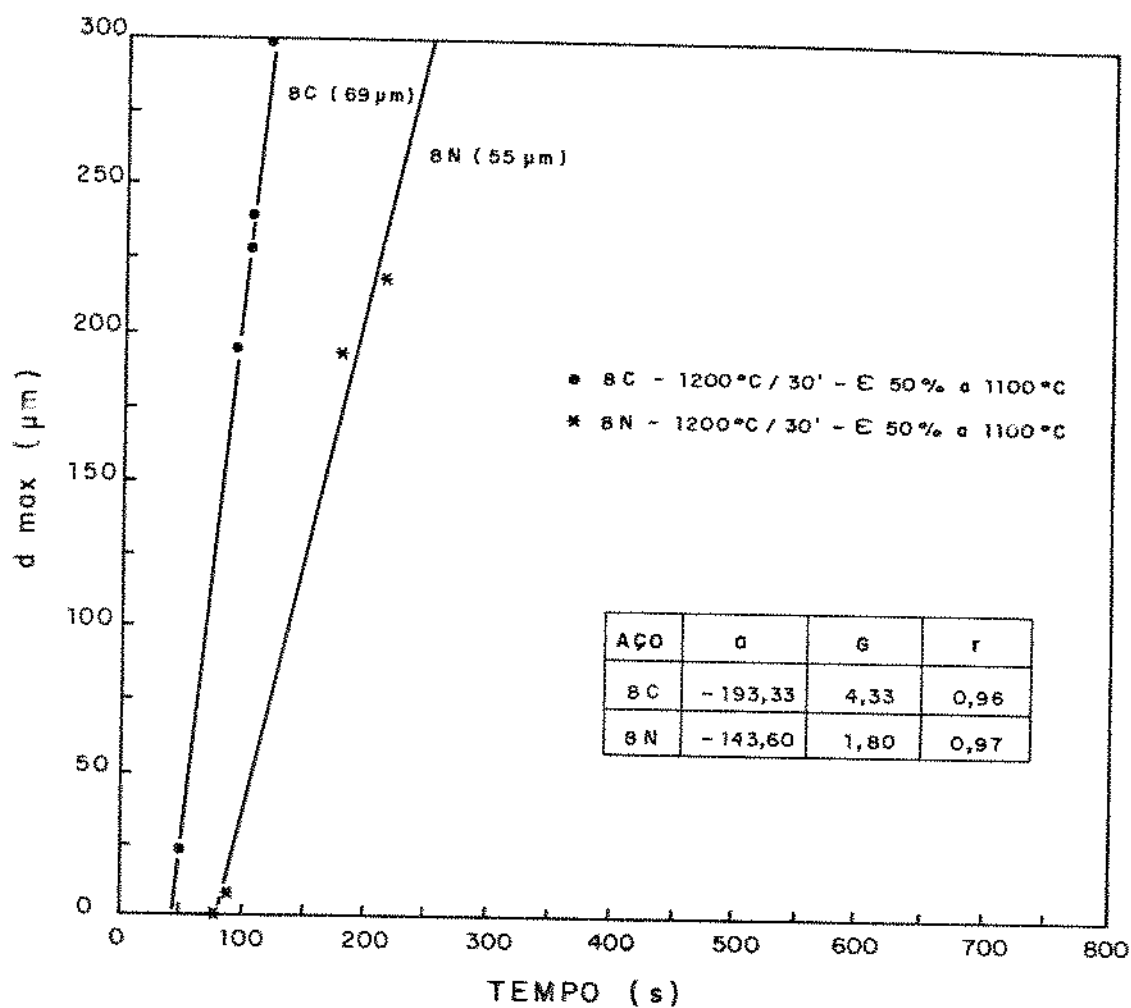


Figura 4.20 - Curvas de " d_{max} " em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, de aços 8C e 8N que foram austenitizados à 1200°C/30 minutos e deformados por 50% de redução em altura a 1100°C.

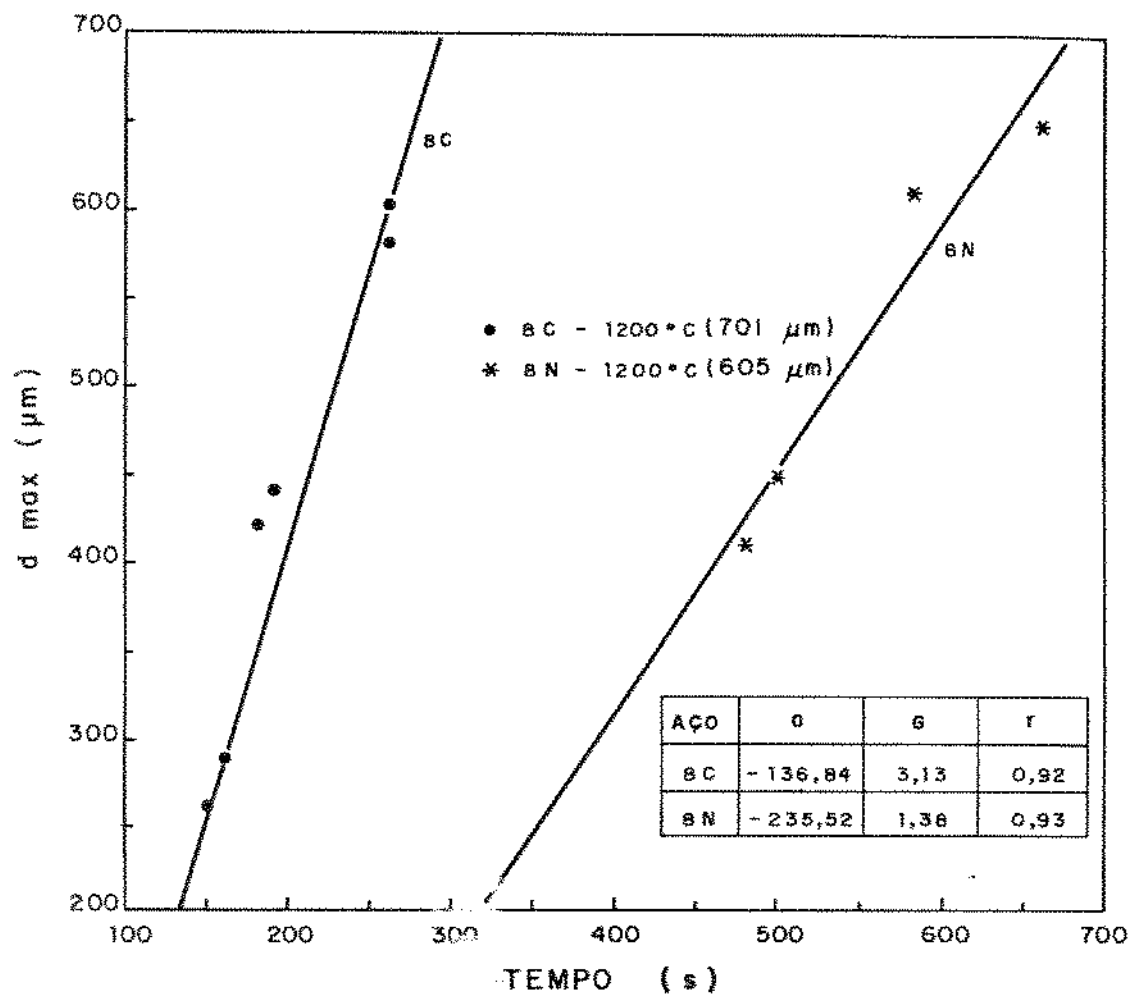


Figura 4.21 - Curvas de "d max" em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, de aços 8C e 8N que foram austenitizados a 1200°C durante 30 minutos.

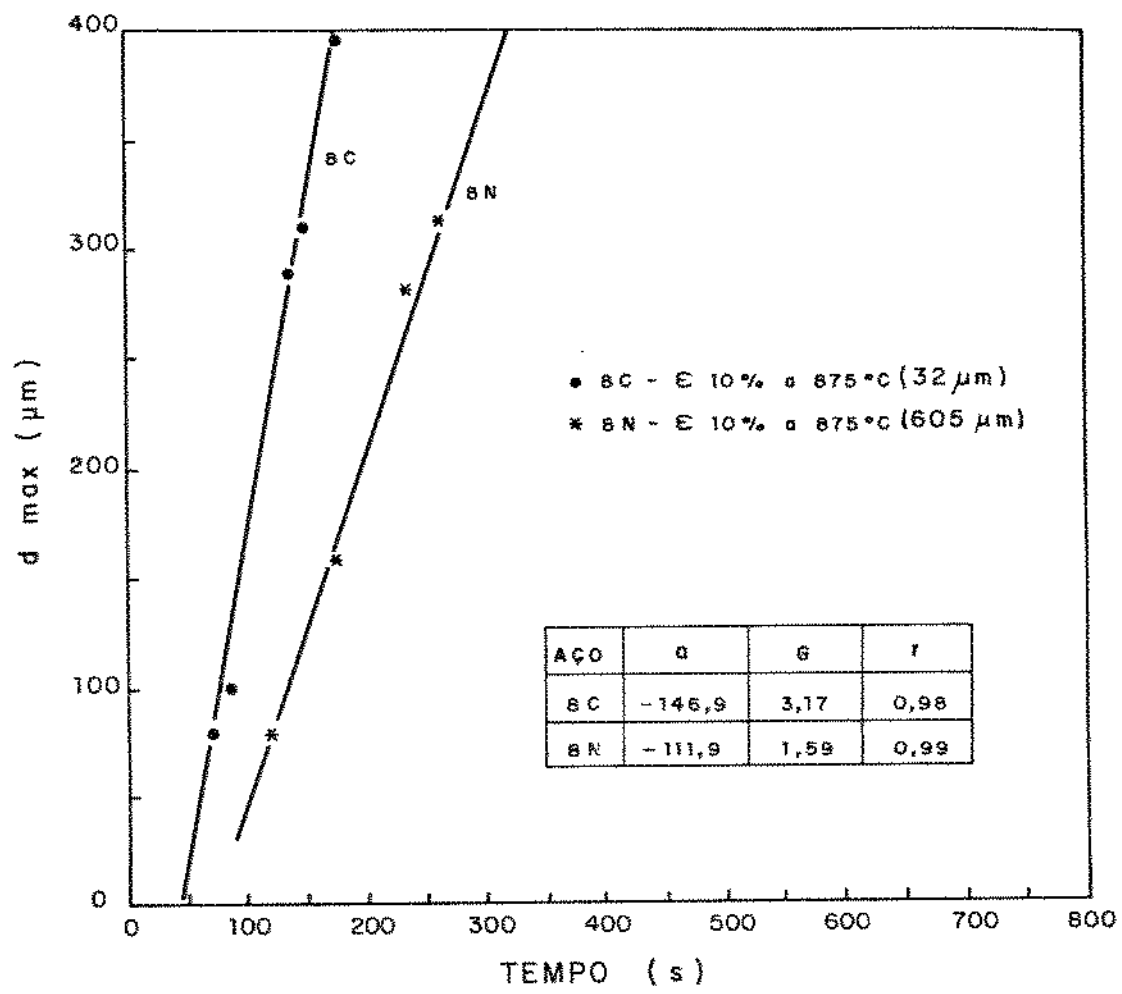


Figura 4.22 - Curvas de "d max" em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, de aços 8C e 8N que foram austenitizados a 1200°C/30' e deformados por 10% de redução em altura a 875°C.

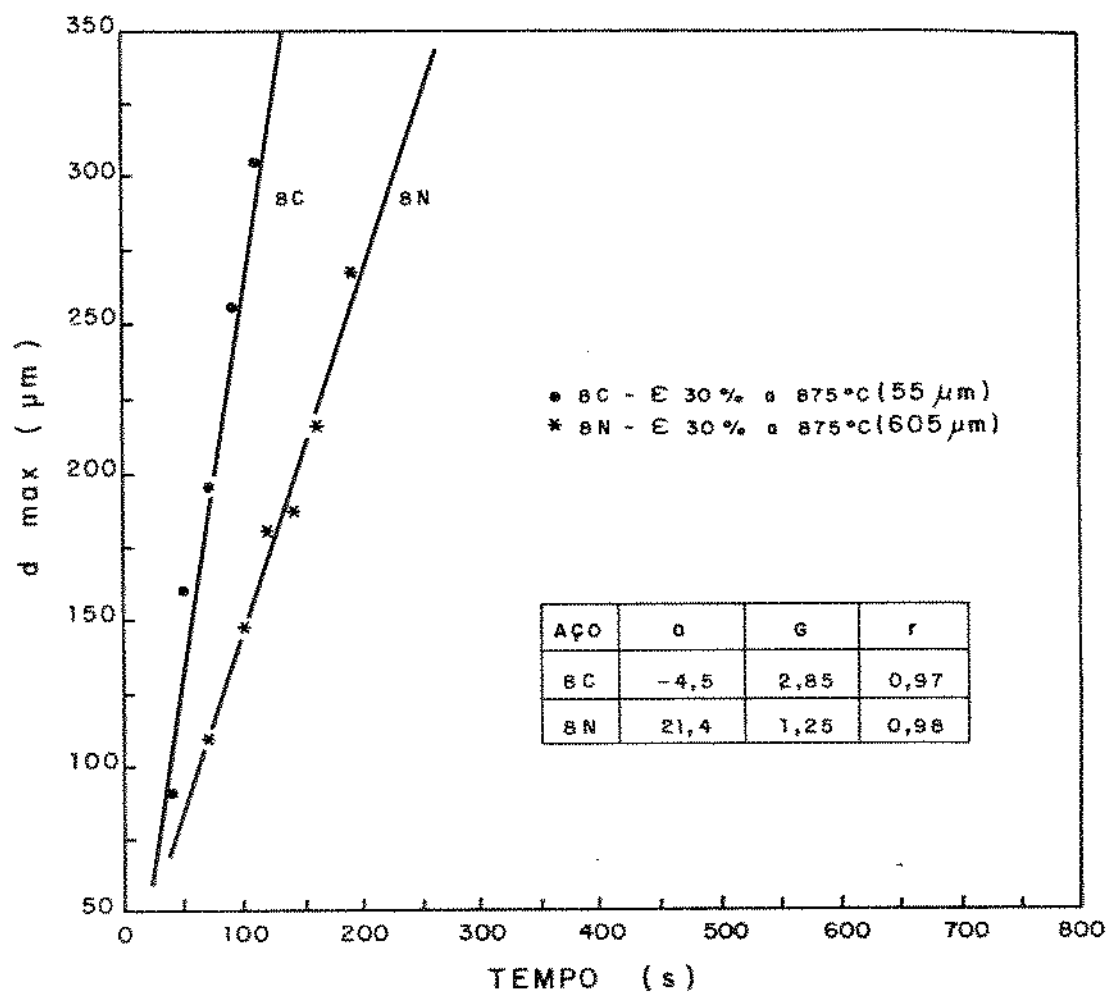


Figura 4.23 - Curvas de "d. max" em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, de aços 8C e 8N que foram austenitizados a 1200°C/30' e deformados por 30% de redução em altura a 875°C.

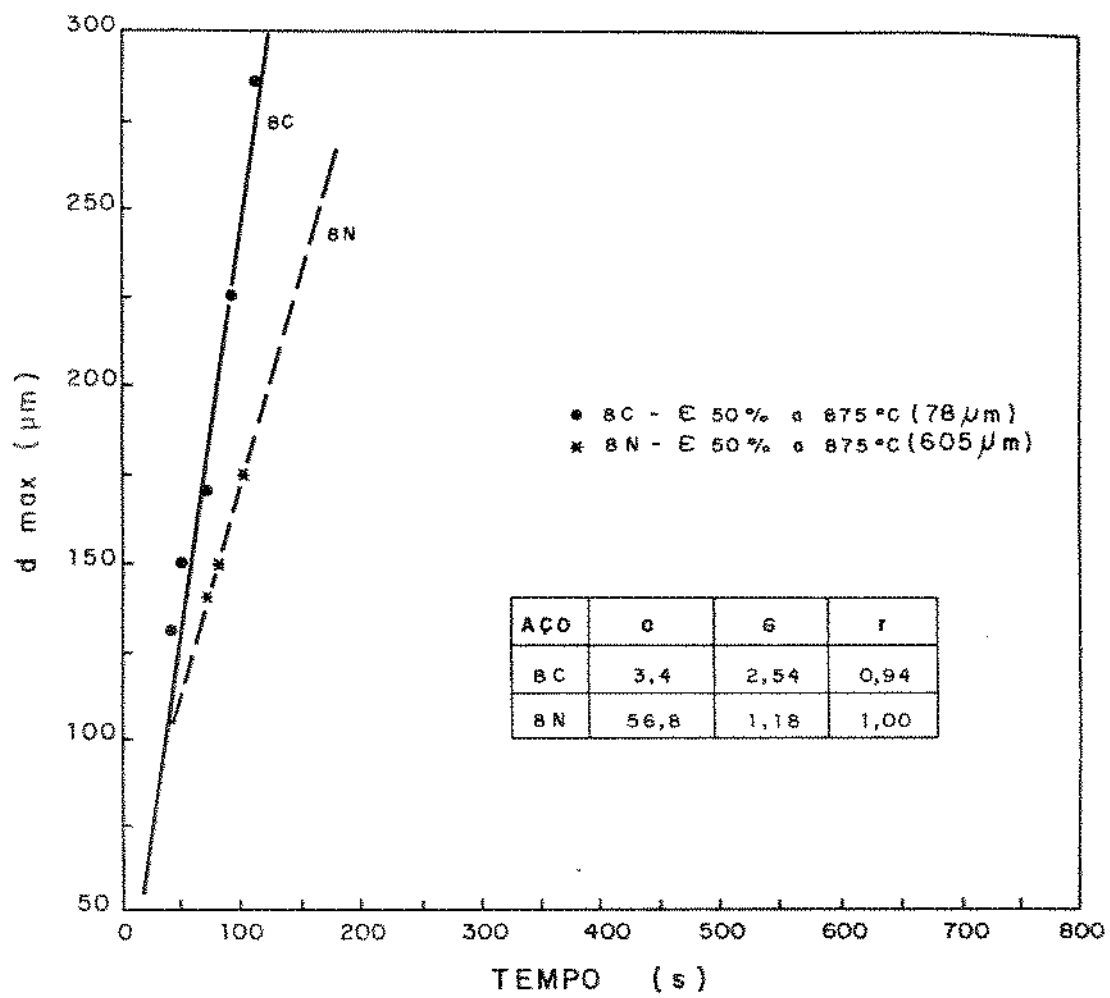


Figura 4.24 - Curvas de " d_{max} " em função do tempo de transformação isotérmica a $650^{\circ}C$, de aços 8C e 8N que foram austenitizados a $1200^{\circ}C/30'$ e deformados por 50% de redução em altura a $875^{\circ}C$.

Tabela IV.9a - Valores de "dmax." em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, do aço 8C, para diferentes condições austeníticas. A austenitização foi sempre por 30 minutos.

Temp. Aust. (°C)	Deformação		t. transf. 650°C (s)	T.G.A. (μm)	d máx (μm)
	(%)	(°C)			
950	0	---	38	48	57
			47		120
			55		172
1200	50	1100	88	69	195
			100		228
			112		240
1200	0	---	150	701	260
			160		290
			180		420
			190		440
1200	10	875	70	32	80
			85		100
			127		288
			145		310
1200	30	875	40	55	90
			50		160
			70		195
			90		255
1200	50	875	40	78	130
			50		150
			70		170
			90		225

Tabela IV.9b - Valores de "dmax." em função do tempo de transformação isotérmica a 650°C, do aço 8N, para diferentes condições austeníticas. A austenitização foi sempre de 30 minutos.

Temp. Aust. (°C)	Deformação		t.transf. 650°C (s)	T.G.A. (µm)	d máx (µm)
	(%)	(°C)			
950	0	---	38	28	57
			47		115
			55		162
1200	50	1100	88	55	9
			175		192
			210		216
1200	0	---	480	605	410
			500		450
			580		610
			660		650
1200	10	875	119	605	80
			175		158
			240		280
			271		313
1200	20	875	70	605	110
			100		147
			120		180
			140		188
1200	50	875	60	605	85
			70		140
			80		150
			100		175

onde:

$\Delta d_{\text{máx.}}$ = variação do $d_{\text{máx}}$ com o tempo de transformação isotérmica ($\Delta d_{\text{máx}} = d_{\text{máx.2}} - d_{\text{máx.1}}$);

Δt = variação do tempo de transformação isotérmica.

Para efeito de análise, os valores de G foram plotados em dois gráficos distintos, levando em consideração:

- os efeitos do tamanho de grão austenítico, figura 4.25, cujos valores estão na tabela IV.10; e
- a quantidade de deformação (redução em altura (%)), figura 4.26, cujos valores estão na tabela IV.11.

A figura 4.25 mostra que a taxa de crescimento dos nódulos de perlita aumenta com a diminuição do tamanho de grão da austenita. No aço 8C, uma redução do grão austenítico de 701 para 48 μm provocou um aumento na taxa de crescimento de 3,13 para 6,78 $\mu\text{m/s}$. Já para o aço 8N, uma redução do grão austenítico de 605 para 28 μm , provocou um aumento na taxa de crescimento de 1,38 para 6,18 $\mu\text{m/s}$, onde além do efeito da variação do tamanho de grão austenítico existe o efeito do nióbio em solução. Para o mesmo T.G.A. o aço com nióbio apresentou uma menor taxa de crescimento do grão austenítico devido ao efeito do nióbio de retardar a formação da perlita. A diferença da taxa de nucleação do aço ao nióbio em relação ao aço sem nióbio aumentou com a elevação da temperatura de austenitização, pois haverá maior quantidade de nióbio em solução na austenita. Este efeito do tamanho de grão austenítico sobre a taxa de crescimento dos nódulos de perlita, está de acordo com os trabalhos de YAO e colaboradores(60), Umemoto e

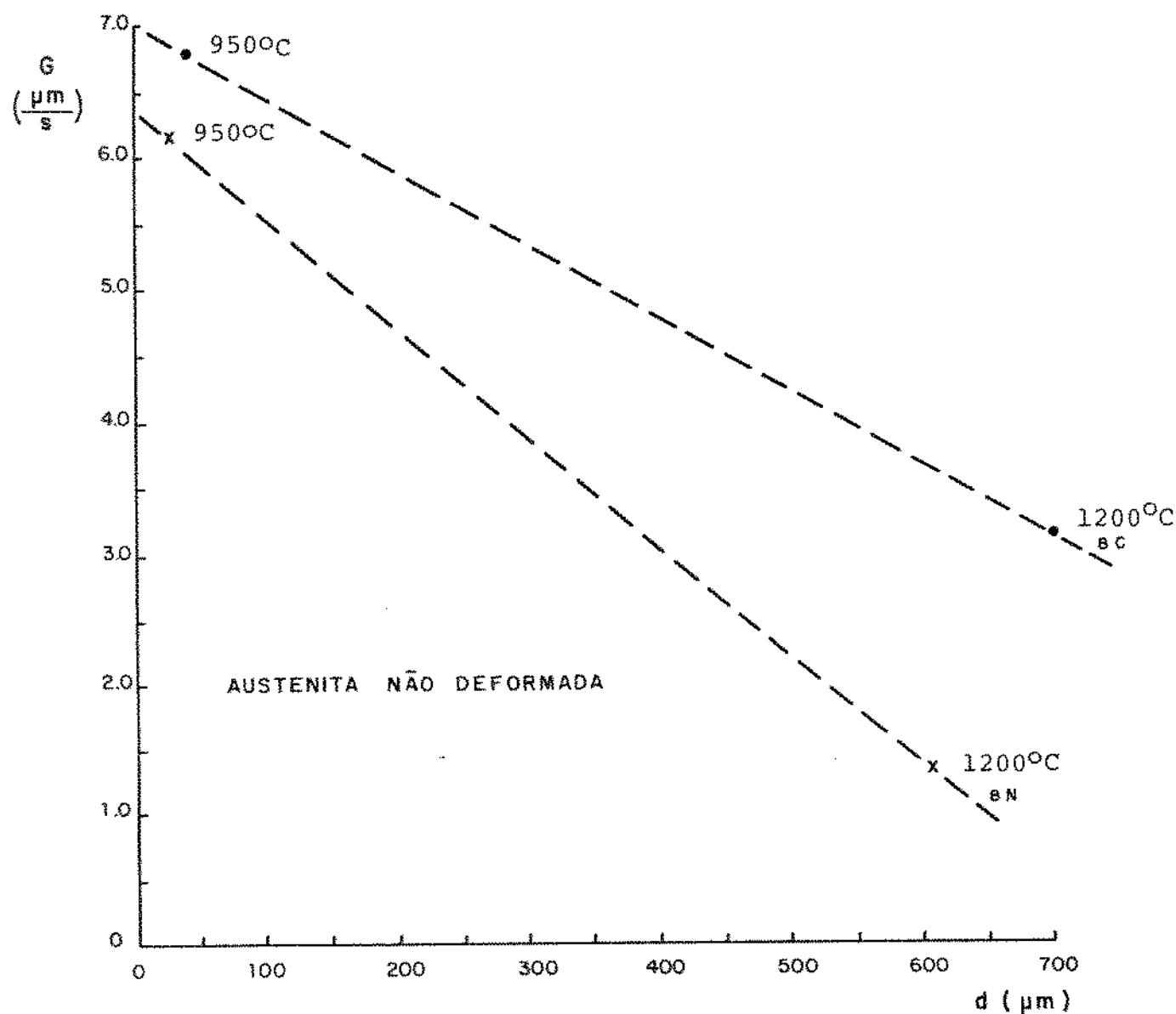


Figura 4.25 - Curvas de G ($\mu\text{m/s}$) em função da variação do tamanho de grão austenítico, de aços 8C e 8N, austenitizados a 950 ou 1200°C e transformados isotermicamente a 650°C.

Tabela IV.10 - Valores da taxa de crescimento dos nódulos de perlita em função do tamanho de grão austenítico. O tempo de austenitização foi de 30 minutos.

Temperatura de Austenitização (°C) / Deformação (%)						
AÇO	950°C / 0%		1200°C/50% - 1100°C		1200°C / 0%	
	G(μm/s)	T.G.A. (μm)	G(μm/s)	T.G.A. (μm)	G(μm/s)	T.G.A. (μm)
8C	6,78	48	4,33	69	3,13	701
8N	6,18	28	1,60	55	1,38	605

Tabela IV.11 - Valores da taxa de crescimento dos nódulos de perlita em função da deformação aplicada.

Deformação Aplicada a 875°C (%)								
AÇO	Zero		10		30		50	
	G($\mu\text{m/s}$)	T.G.A. (μm)	G($\mu\text{m/s}$)	T.G.A. (μm)	G($\mu\text{m/s}$)	T.G.A. (μm)	G($\mu\text{m/s}$)	T.G.A. (μm)
8C	3,13	701	3,17	PR	2,86	PR	2,54	PR
8N	1,38	605	1,59	605	1,26	605	1,18	605

P.R. - austenita parcialmente recristalizada

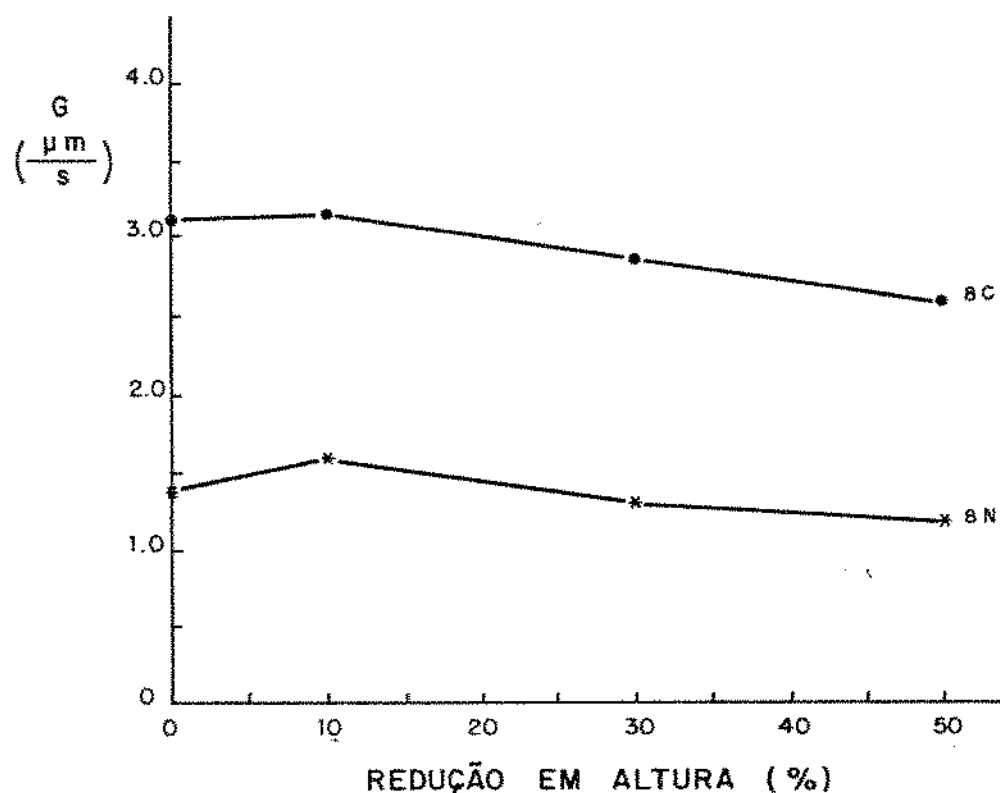


Figura 4.26 - Curvas de G ($\mu\text{m/s}$) em função da quantidade de redução em altura, dos aços 8C e 8N. (O aço 8C apresentou austenita parcialmente recristalizada).

As amostras dos aços foram austenitizadas a 1200°C por 30 minutos e deformados a 875°C (exceto uma de cada aço que não foram deformadas). A transformação isotérmica foi realizada a 650°C .

colaboradores (46, 48). Brown e Ridley (37) estudaram transformações isotérmicas em aços eutetóides com a seguinte composição química:

- Aço Carbono Comum - 0,81%C / 0,01%Si / 0,01%Mn / 0,01% outros
- Aço 2% Níquel - 0,85%C / 0,01% Si / 0,01% Mn / 1,98% Ni

E obtiveram os valores de taxa de crescimento expressas na tabela IV.12.

Tabela IV.12 - Valores de $G(\mu\text{m/s})$ e da temperatura de transformação isotérmica dos aços 0,81C e 2%Ni estudadas por Brown e Ridley(37).

Aço	T transf.(°C)	Superesfriamento	G ($\mu\text{m/s}$) *
0,81C	702	25	4,3
	667	60	25,0
	655	72	27,0
2% Ni	667	11	0,22
	656	22	2,0
	647	31	5,2

* G obtido pelo método do "dmáx."

Os aços utilizados neste trabalho apresentaram alguns teores de ligas maiores do que os aços de Brown e Ridley, a saber:

- aço 8C - 0,79%C; 1,01% Mn; 0,02% Cr, 0,05% Ni
- aço 8N - 0,78%C; 1,00% Mn, 0,02% Cr, 0,05% Ni, 0,02% Nb

As taxas de crescimento dos nódulos de perlita destes aços variaram de 3,13 a 6,78 $\mu\text{m/s}$ para o aço 8C e de 1,38 a 6,18 $\mu\text{m/s}$ para o aço 8N. Então estas diferenças nas taxas de crescimento em relação ao aço 0,81C de Brown e Ridley podem ser justificadas pela diferença nos teores dos elementos de liga. Estes valores de G estão compatíveis com os valores da taxa de crescimento do aço 2% Ni de Brown e Ridley. Além disso pode-se observar que o aço (8N) com nióbio apresentou taxas de crescimento menores do que a do aço 8C para um mesmo tamanho de grão. Portanto, pode-se considerar que os resultados obtidos estão compatíveis com os de Brown e Ridley (36).

A figura 4.26 mostra que as taxas de crescimento dos nódulos de perlita são pouco afetadas com a quantidade de deformação, mesmo para deformações efetivas maiores do que 50%. Weissenberg e Hornbogen (61) sugeriram que quando ocorre a formação de nova fase envolvendo transformação difusional a partir de uma fase adjacente encruada, numa redução em altura de 10% (que corresponde a uma deformação efetiva de 30%, segundo FREIRE (59)), haveria uma tendência de aumento na taxa de crescimento em relação à condição austenitizada sem deformação. Porém, não se pode dizer que houve um aumento efetivo com a deformação, o que está de acordo com UMEMOTO (32) que não observou o efeito da deformação de 30% (em um único passe por laminação), na taxa de crescimento. Além disso para reduções em altura de 30 e 50% (que correspondem à deformações efetivas bem maiores) ao invés da deformação aumentar a taxa de crescimento (como sugeriram Weissenberg e Hornbogen (61)) ocorreu o inverso, onde observou-se certa tendência ao decréscimo da taxa de crescimento com a deformação (nesses altos níveis de deformação).

4.5. Cinética de Transformação Isotérmica da Austenita para Perlita

As teorias de Johnson-Mehl(38) e de Avrami(47) são frequentemente utilizadas na tentativa de interpretação da cinética de transformação que ocorrem por nucleação e crescimento. Estas teorias propõem que as curvas de fração volumétrica transformada de perlita(Vf_p), em função do tempo(t), sejam descrita pela equação de Avrami. -

$$Vf_p = 1 - \exp(-Kt^n) \quad (4.c)$$

onde K e n representam parâmetros cujos valores são determinados pelas características de transformação.

A equação(4.c) pode ser reescrita na forma:

$$\ln[-\ln(1/Vf_p)] = n \ln t + \ln K \quad (4.d)$$

demonstrando que dados experimentais como os da figura 4.14 deveriam definir linhas retas com inclinação n quando apresentados em gráficos $\ln[-\ln(1/Vf_p)]$ versus $\ln t$.

As figuras 4.27 e 4.28 mostram estes gráficos para os aços 8C e 8N, respectivamente, que foram submetidos às diferentes condições austeníticas e transformados isotermicamente a 650°C.

Para efeito de análise, fez-se comparação dos valores de n encontrados experimentalmente com os valores previstos pela teoria para certas condições (mecanismos) de transformação.

Um resumo das condições teóricas está apresentado na tabela IV.13, e os valores de n determinados experimentalmente estão apresentados na tabela IV.14.

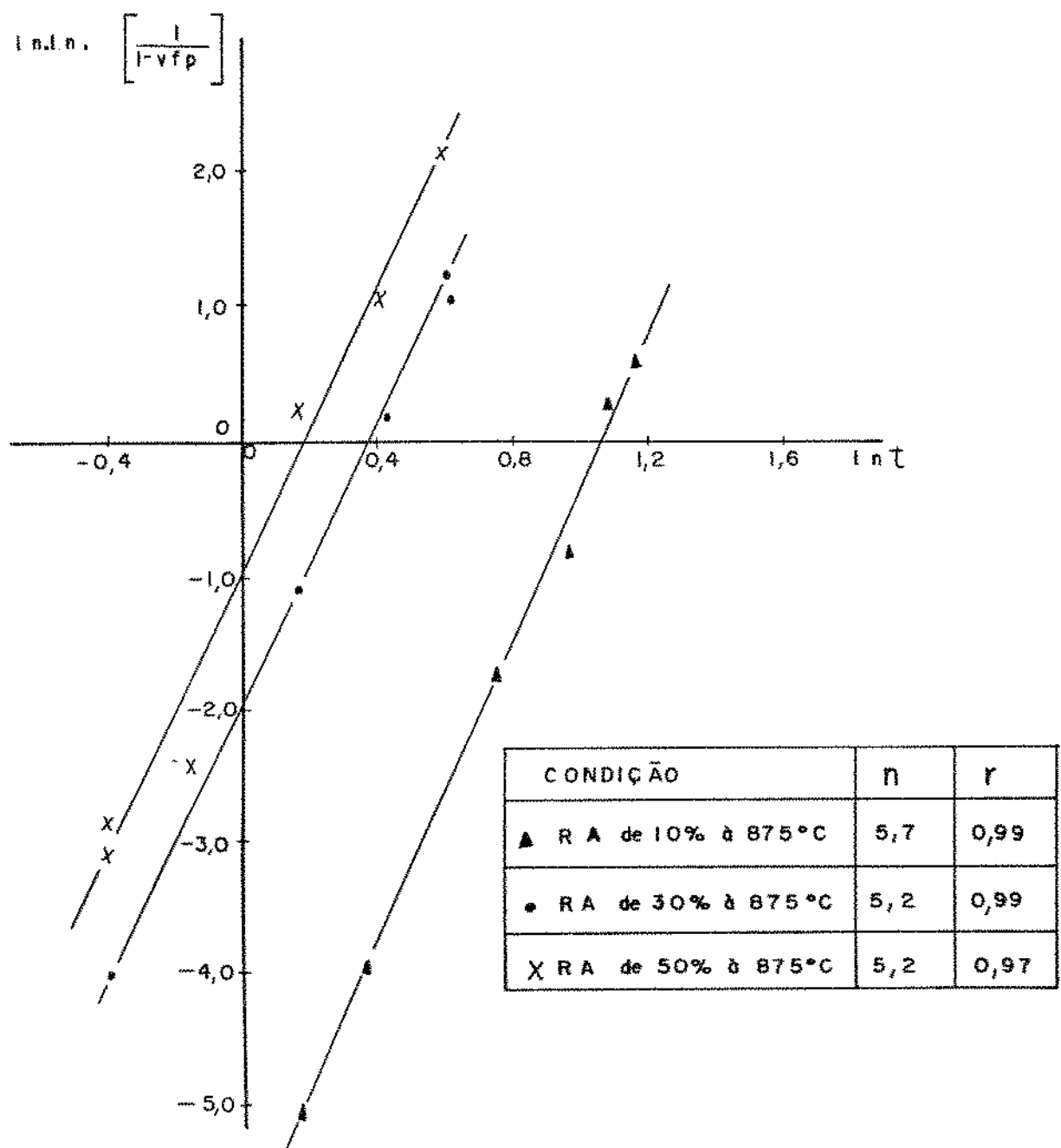


Figura 4.27 - Curvas de $\ln.\ln.\left[\frac{1}{1-vfp}\right]$ versus $\ln t$, para o aço 8C.

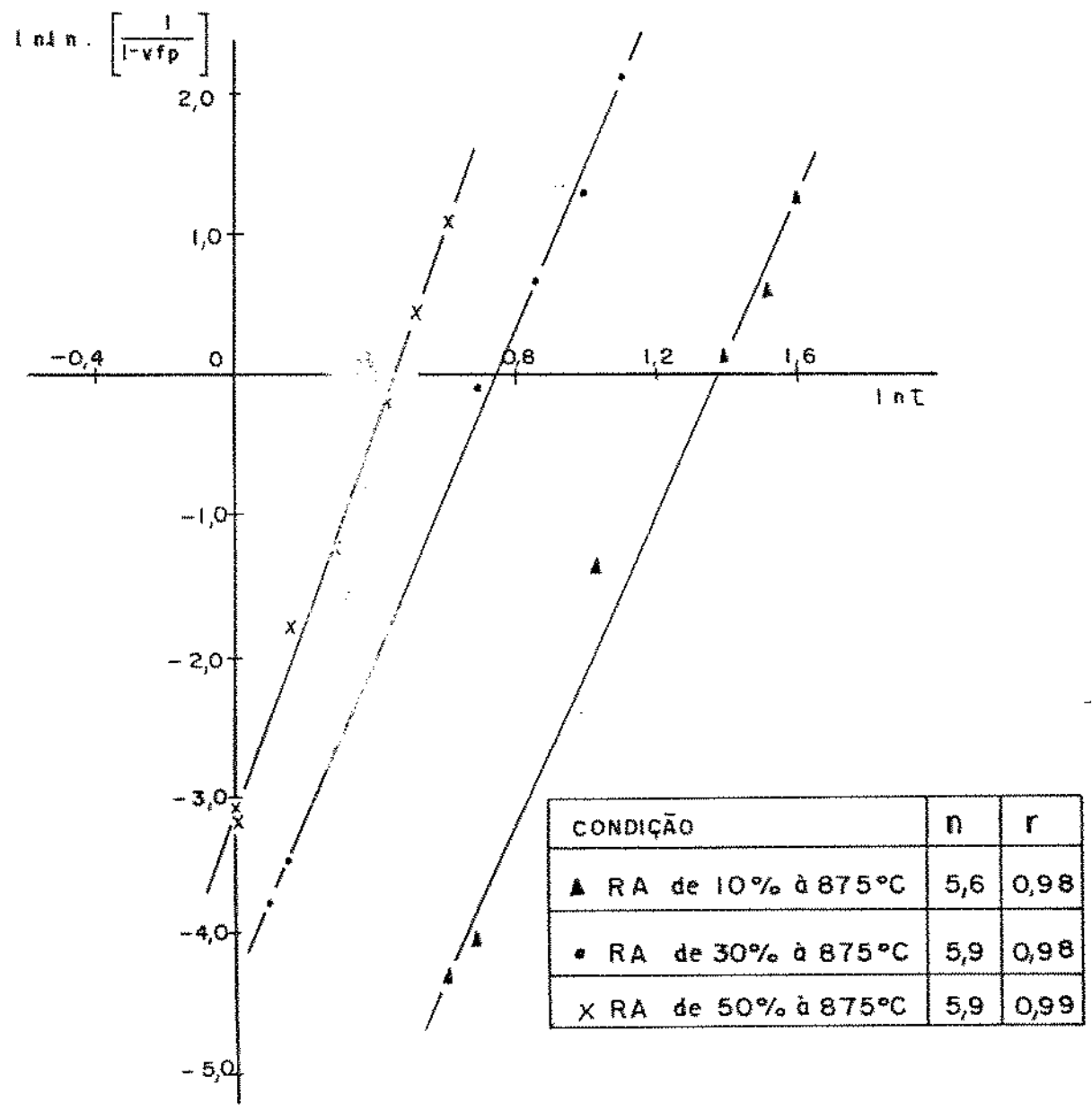


Figura 4.28 - Curvas de $\ln \ln \left[\frac{1}{1-vfp} \right]$ versus $\ln t$, para o aço 8N.

Tabela IV.13 Valores do expoente n da equação(4.c) em função das condições de nucleação e crescimento(53).

condições de nucleação	n
taxa de nucleação crescente	> 4
taxa de nucleação constante	4
taxa de nucleação decrescente	3-4
taxa de nucleação zero(saturação)	3
nucleação nos vértices dos grãos	2
nucleação nos contornos de grão	1

Esses valores de n valem para as condições de nucleação em reações eutetóides, crescimento controlado por interface, etc.

Tabela IV.14 Valores do expoente n da equação(4.c) obtidos experimentalmente.

Condição Austenítica (1200°C/30 min.), com:	Valores de n			
	aco 8C	r	aco BN	r
redução em altura de 10% à 875°C	5,7	10,99	5,6	10,98
redução em altura de 30% à 875°C	5,2	10,99	5,9	10,98
redução em altura de 50% à 875°C	5,2	10,97	6,9	10,99

Das curvas de transformação (figuras 4.8, 4.14 e 4.18), foi observado que a presença de nióbio se manifestou através de dois efeitos distintos.

(a) o período de incubação, definido como o tempo necessário de permanência no banho antes que as primeiras colônias pudessem ser observadas por metalografia ótica, aumentou com a adição de nióbio;

(b) uma vez iniciada, a transformação procedeu em velocidade maior nos aços contendo nióbio do que nas amostras sem nióbio.

A tabela IV.14 mostra os valores do expoente n da equação de Avrami(4.c) em função da quantidade de redução em altura de 10, 30 e 50%, de aços 8C e 8N que foram austenitizados a 1200°C por 30 minutos e deformados a 875°C.

Existem três mecanismos previstos pela teoria(51) que podem aumentar os valores de n e desta forma acelerar a transformação:-

- nucleação de partículas novas simultaneamente com o crescimento de partículas velhas, até o fim da transformação;
- substituição da difusão pela transferência de átomos através da interface austenita-perlita, como mecanismo que controla a velocidade de crescimento;
- e mudança dos aspectos geométricos da transformação (os nódulos crescem em mais de uma direção).

O aço 8C apresentou $n=5,7$ para uma redução em altura de 10% e $n=5,2$ para reduções de 30 e 50%. Consultando a tabela IV.13, nota-se pela teoria que o valor de n é igual a 4 para taxa de nucleação constante e crescimento tridimensional controlado por interface, em transformação de austenita sem deformação (51). O aço 8C com redução em altura de 10%, que

corresponde à uma deformação efetiva bem maior [segundo Freire (59)], pode ter provocado na região central do cilindro uma sensível heterogeneidade de deformação, o que deve ter levado à uma condição de taxa de nucleação crescente, cujo valor de n atingiu um valor máximo de 5,7. Para reduções em altura de 30 e 50%, que também correspondem à deformações efetivas bem maiores, pode ter provocado uma saturação de deformação no centro do cilindro. Isto minimizaria a heterogeneidade de deformação, levando à uma taxa de nucleação menos crescente que a anterior (isto é, tendendo mais para a condição de taxa de nucleação constante) cujo valor de n é igual a 5,2.

No aço BN, os valores de n foram de 5,6; 5,9 e 6,9 para reduções em altura de 10, 30 e 50%, respectivamente. Neste aço valem também as mesmas observações feitas no aço BC no tocante à heterogeneidade de deformação. No aço BN temos a influência do nióbio, que além de aumentar o período de incubação aumentou a velocidade de transformação. Um fenômeno que acompanha a transformação da austenita em aços microligados ao nióbio é a precipitação interfásica (62), caracterizada pela formação de carbonitretos de nióbio, fato este não estudado neste trabalho. A precipitação interfásica explicaria os eventos da taxa de nucleação crescente, devido à redução do teor de carbono em solução que deve aumentar a supersaturação da austenita em contato com a interface. Logo reduções de altura de 10, 30 e 50% em aço BN, levariam a precipitações cada vez mais copiosas, provocando valores de n crescentes.

A figura 4.29 mostra as curvas de número de nódulos/mm² em função do tempo de transformação isotérmica, de aços BC e BN, cujos valores estão na tabela IV.15.

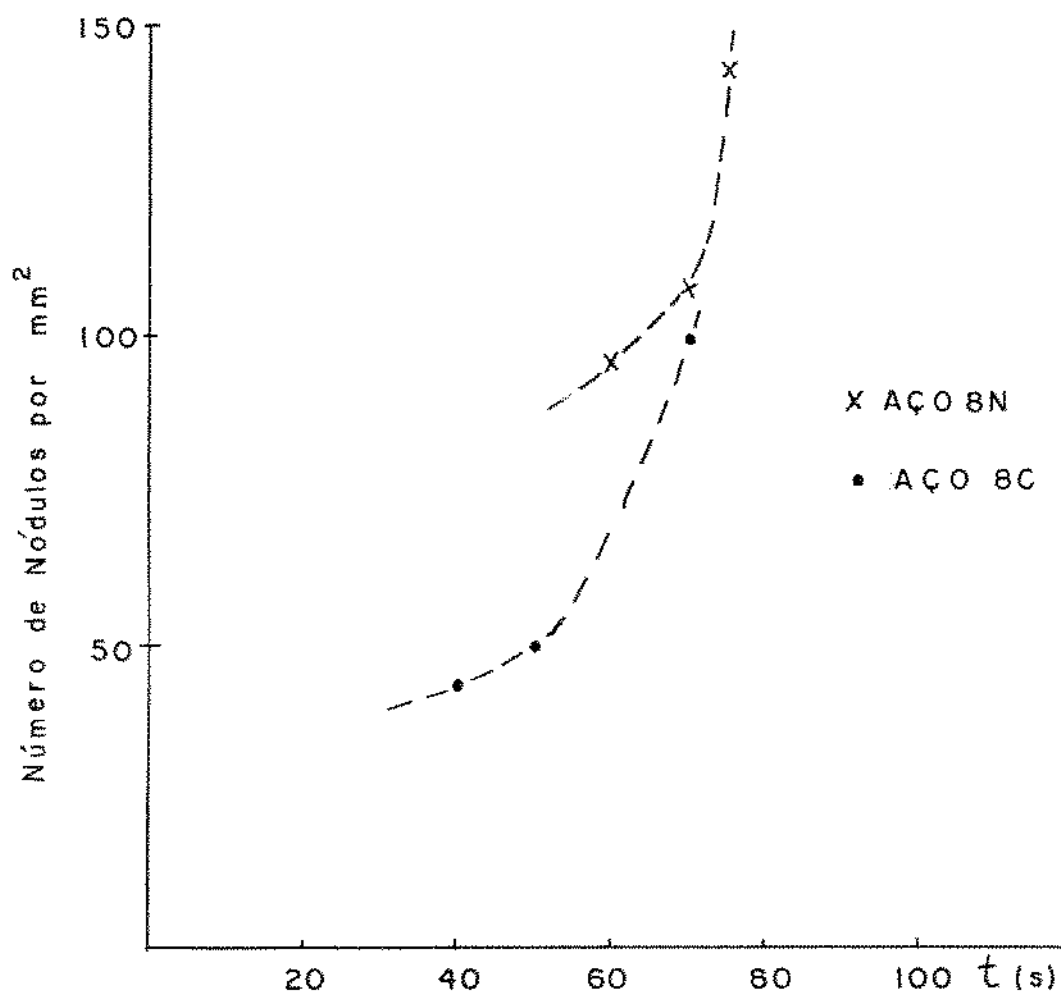


Figura 4.29 - Curvas que mostram as taxas de nucleação crescente em aços 8C e 8N, representados pelo número de nódulos por mm^2 em função do tempo de transformação isotérmica. para austenitização a 1200°C com posterior deformação a 875°C , com 50% de redução em altura.

Tabela IV.15 Valores dos números de nódulos por mm^2 em função do tempo de transformação.

Aço	número de nódulos/mm ² (tempo-s)		

8C	42 (40s)	50 (50s)	100 (70s)

8N	95 (60s)	119 (70s)	144 (75s)

- austenitizado a 1200°C por 30 min. e deformado a 875°C com redução de 50%.
- () tempo de transformação à 650°C , em segundos.

Definindo-se taxa de nucleação como sendo dN/dt = (número de núcleos/unidade de área/unidade de tempo), e analisando as curvas 8C e 8N da figura 4.29, verifica-se que ambas as curvas apresentam taxas de nucleação crescente. (Se a taxa de nucleação fosse constante daria uma reta).

Logo a austenita deformada (principalmente com deformação heterogênea, como no caso do recalque de cilindros) apresentou uma taxa de nucleação crescente, devido às diferenças nas quantidades de energia armazenadas por deformação entre um grão e outro, ou de um ponto para outro, causando nucleações de nódulos de perlita em tempos distintos para os diferentes pontos do cilindro deformado.

Os valores do coeficiente angular n obtidos experimentalmente, em amostras deformadas, mostraram serem sempre maiores que 4, o que reforçou a hipótese ser um caso de nucleação crescente.

Inicialmente, ocorreram certa quantidade de nucleação de nódulos de perlita nas regiões de maior energia de ativação para transformação, e com o passar do tempo estes núcleos potenciais para transformação aumentaram e surgiram novos núcleos de perlita em outras regiões, o que está de acordo com os dados de Christian(51), tabela IV.12

Vários outros autores estudaram transformações de austenita não deformada em perlita:

- Umemoto e colaboradores(46), obtiveram $n=4$ para transformação isotérmica de um aço com composição eutetóide (0,25%C, 0,89%Si, 0,43%Mn, 5,50%Cr, 1,20%Mo e 0,52%V)(fig. 2.8),

- Rodcz e colaboradores(49), obtiveram $n=4,04$ em transformação de um aço carbono comum com composição eutetóide, em amostras que foram austenitizadas a 850°C ou 1050°C durante

30 minutos e resfriadas ao ar ou ao forno;

- Speich e Szirmai (50), obtiveram $n=3$ para transformação de um aço carbono (0,96%C; 0,24%Si e 0,20%Mn) austenitizado a 1000°C e transformado isotermicamente,

- Christian (51), obteve $n=4$ na transformação de aços eutetóides para taxas de nucleação e crescimento constantes com o tempo.

Fica claro pela literatura que a ausência de deformação proporciona n entre 3 e 4, e que a introdução de deformação, como neste trabalho, eleva este coeficiente para acima de 4, o que está de acordo com o previsto na teoria. Não foi possível comparar o valor obtido com a literatura pois inexistem trabalhos com determinação de n em austenita deformada.

4.6. Laminação dos Aços BC e BN

Faz-se laminações destes aços para verificar os efeitos da temperatura de deformação e do nióbio sobre as propriedades mecânicas. A quantidade total de deformação foi de 55% de redução na espessura, obtida em 4 passes de laminação. A temperatura de laminação foi escolhida objetivando obter uma austenita ou totalmente recristalizada ou totalmente encruada, antes da transformação para perlita. E esta escolha da temperatura foi auxiliada pelos resultados dos ensaios de forjamento, que foram utilizadas para o estudo da cinética de transformação. Vale ressaltar que devido às condições impostas para estudar a cinética de transformação da austenita (I.G.A. de partida aproximadamente iguais para os aços BC e BN, austenita ou totalmente recristalizada ou totalmente encruada, quantidade

de deformação variável e do teor de nióbio em solução), não foi possível fazer uma transferência ou correlação direta dos parâmetros utilizados no forjamento para a laminação. A laminação também apresenta outras variáveis para a escolha dos esquemas de passe, tais como: - quantidade de redução por passe, temperatura final de laminação; taxa de deformação; tempo de espera entre passes, que não tem correspondência no forjamento por martelo.

4.6.1. Microestrutura dos Aços 8C e 8N Laminados Segundo os Esquemas A, B e C

Foram utilizados 3 esquemas distintos de laminação a quente, que podem ser classificados conforme os seus efeitos sobre a microestrutura austenítica dos aços 8C e 8N, a saber:

- (i) Esquema A - laminação em temperaturas elevadas (todos os 4 passes foram dados acima de 1000°C), onde ocorreu a recristalização total em ambos os aços;
- (ii) Esquema B - 2 passes acima de 1100°C , 3º passe a 900°C e 4º passe a 850°C , onde o aço 8C apresentava uma austenita totalmente recristalizada e o aço 8N apresentava uma austenita deformada sem recristalização;
- (iii) Esquema C - 2 passes acima de 1100°C , 3º passe a 750°C e 4º passe a 700°C , onde o aço 8C apresentava uma austenita totalmente recristalizada com grãos bem refinados, e o aço 8N apresentava austenita totalmente deformada sem recristalização.

Na figura 4.30 estão apresentadas as microestruturas da seção transversal dos aços 8C e 8N, que foram submetidos aos esquemas A, B e C de laminação.

A tabela IV.16 apresenta os valores de tamanho de grão e o estado austenítico (condições de recristalização) após as laminagens, e a figura 4.31 mostra as micrografias da região descarbonetada (que apresenta ferrita pró-eutetóide nos contornos dos antigos grãos austeníticos), onde pode-se verificar o estado austenítico dos mesmos.

Comparando as microestruturas da figura 4.30, verifica-se que tanto uma menor temperatura de laminação quanto a presença de nióbio atuaram no sentido de refinar a estrutura perlítica (tamanho dos nódulos de perlita).

Na figura 4.31, pode-se observar que os grãos austeníticos do aço 8C estão totalmente recristalizados para o esquema A, B e C. Já o aço 8N, apresentou os grãos austeníticos recristalizados somente para o esquema A, e austenita não recristalizada (de grãos alongados pela deformação) para os esquemas B e C.

Portanto a microestrutura mais refinada do aço com nióbio deveu-se ou à austenita não recristalizada, (que deve ter aumentado a taxa de nucleação e conseqüentemente levado a um menor tamanho de nódulos de perlita) ou ao menor tamanho de grão austenítico recristalizado no aço 8N (que deve ter sido provocado pelo nióbio em solução, efeito este observado por Kestenbach e colaboradores (14), por Nolasco e colaboradores (62) e Walker e Honeycombe (20)).

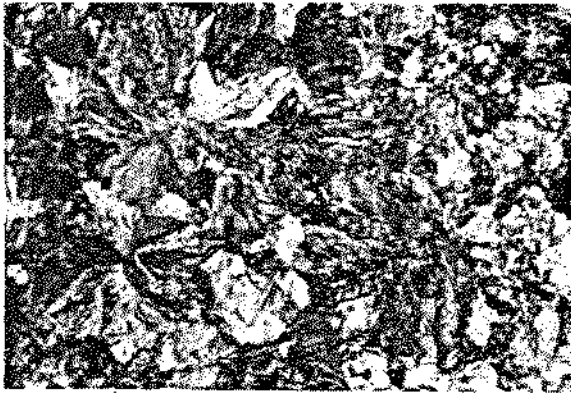
Finalmente a figura 4.32 mostra os aspectos das lamelas e dos nódulos de perlita dos aços 8C e 8N, obtida num microscópio eletrônico de varredura. Os valores do espaçamento

ESQUEMA

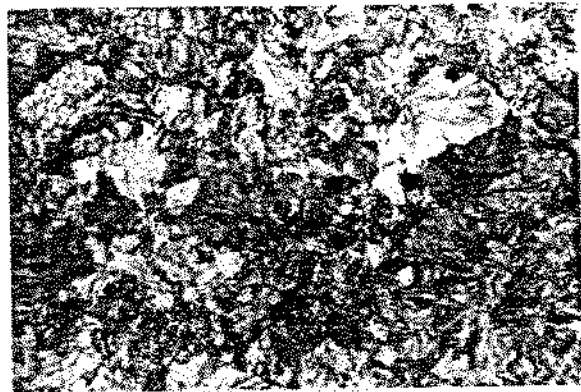
AÇO 8C

AÇO 8N

A



B



C

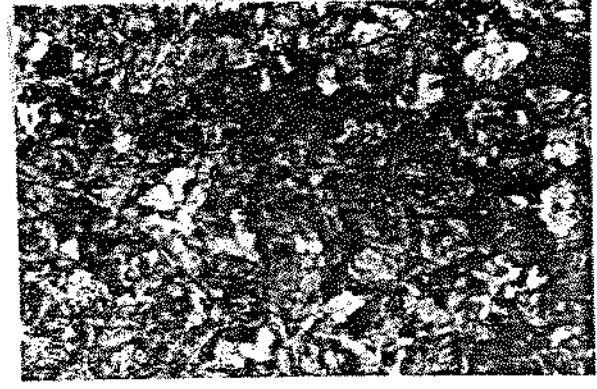
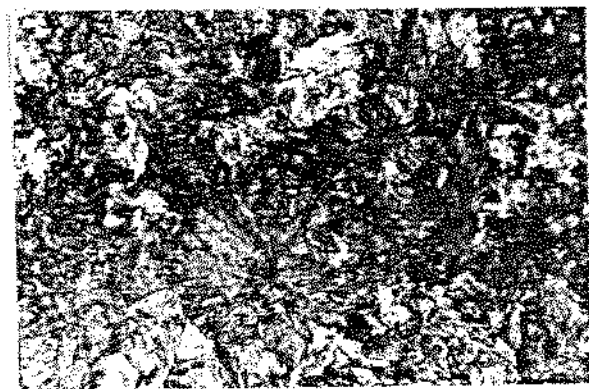
 $100 \mu\text{m}$

Figura 4.30 - Microestrutura dos aços 8C e 8N laminados segundo os esquemas A, B e C (seção transversal).
Aumento: 100X Ataque: Nital 3%

Tabela IV.16 - Estado austenítico e o tamanho de grão da austenita dos aços 8C e 8N submetidos aos esquemas A, B e C de laminação.

Aço	Esquema de Laminação	Estado Austenítico	T.G.A. (μm)
8C	A	R	67,3
	B	R	40,0
	C	R	33,6
8N	A	R	47,6
	B	NR	67,3
	C	NR	67,3

R- recristalizado

NR- não recristalizado

Tabela IV.17 - Valores do espaçamento interlamelar da perlita (S_0) das amostras dos aços 8C e 8N submetidas aos esquemas A, B e C de laminação e posterior resfriamento ao ar.

Aço	Esquema	S_0 (μm)	$\frac{1}{S_0}$ (μm)
8C	A	$0,14 \pm 0,03$	7,2
	B	$0,15 \pm 0,03$	6,9
	C	$0,14 \pm 0,02$	7,2
8N	A	$0,14 \pm 0,02$	7,0
	B	$0,16 \pm 0,02$	6,3
	C	$0,15 \pm 0,02$	6,9

ESQUEMA

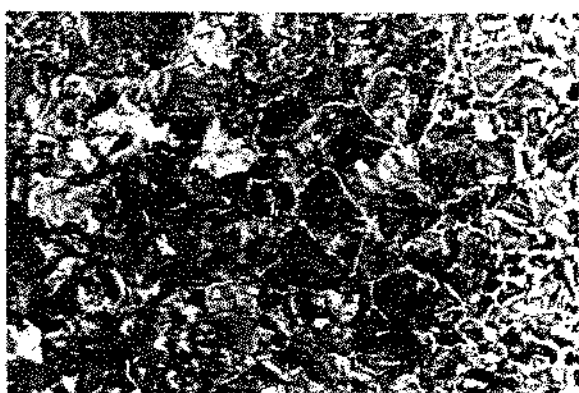
AÇO 8C

AÇO 8N

A



B



C

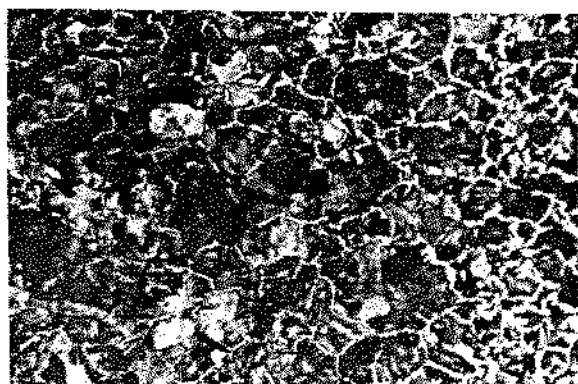
100 μm

Figura 4.31 - Micrografia da região descarbonetada (ferrita no contorno do antigo grão austenítico), dos aços 8C e 8N submetidos aos esquemas A,B e C de laminação (seção transversal).

Aumento: 100X

Ataque: Nital 3%

interlamelar mínimo estão apresentados na tabela IV.17, donde pode-se notar valores de espaçamento interlamelar mínimo levemente maiores em amostras com nióbio (aço 8N) em comparação com as amostras sem nióbio (aço 8C) para condições idênticas de laminação. As micrografias da figura 4.32, com ampliação de 4.700 vezes, mostram um aumento de perlita degenerada com o abaixamento da temperatura de laminação (nos 2 últimos passes) e com a adição de nióbio, conforme já observado por Mei (64). Para o aço 8C, esquema A, cuja austenita estava totalmente recristalizada, a estrutura perlítica era composta de nódulos multicoloniais nucleados nos contornos de grão da austenita anterior. Os nódulos compreendiam muitas colônias que estavam separadas uma das outras por contornos variando desde baixo até alto ângulo ("misorientation") (65). A estrutura perlítica deste aço no esquema C está mais degenerada, cuja orientação entre as colônias de perlita se tornou menos definida. Já o aço 8N apresentou uma estrutura perlítica bastante degenerada.

4.6.2. Ensaio Mecânicos

a) Ensaio de Tração

A figura 4.33 apresenta as variações do T.G.A. em função dos diferentes esquemas de laminação, cujos valores estão na tabela IV.16. A curva do aço 8C mostra que o T.G.A. diminuiu gradativamente do esquema A para B e para C, isto é, com a diminuição da temperatura final de laminação, pois as amostras apresentavam sempre austenita totalmente recristalizada. Já o aço 8N apresentou um menor T.G.A. para o esquema A, onde a austenita apresentava-se totalmente recristalizada. Para os esquemas B e C de laminação a austenita se apresentou deformada

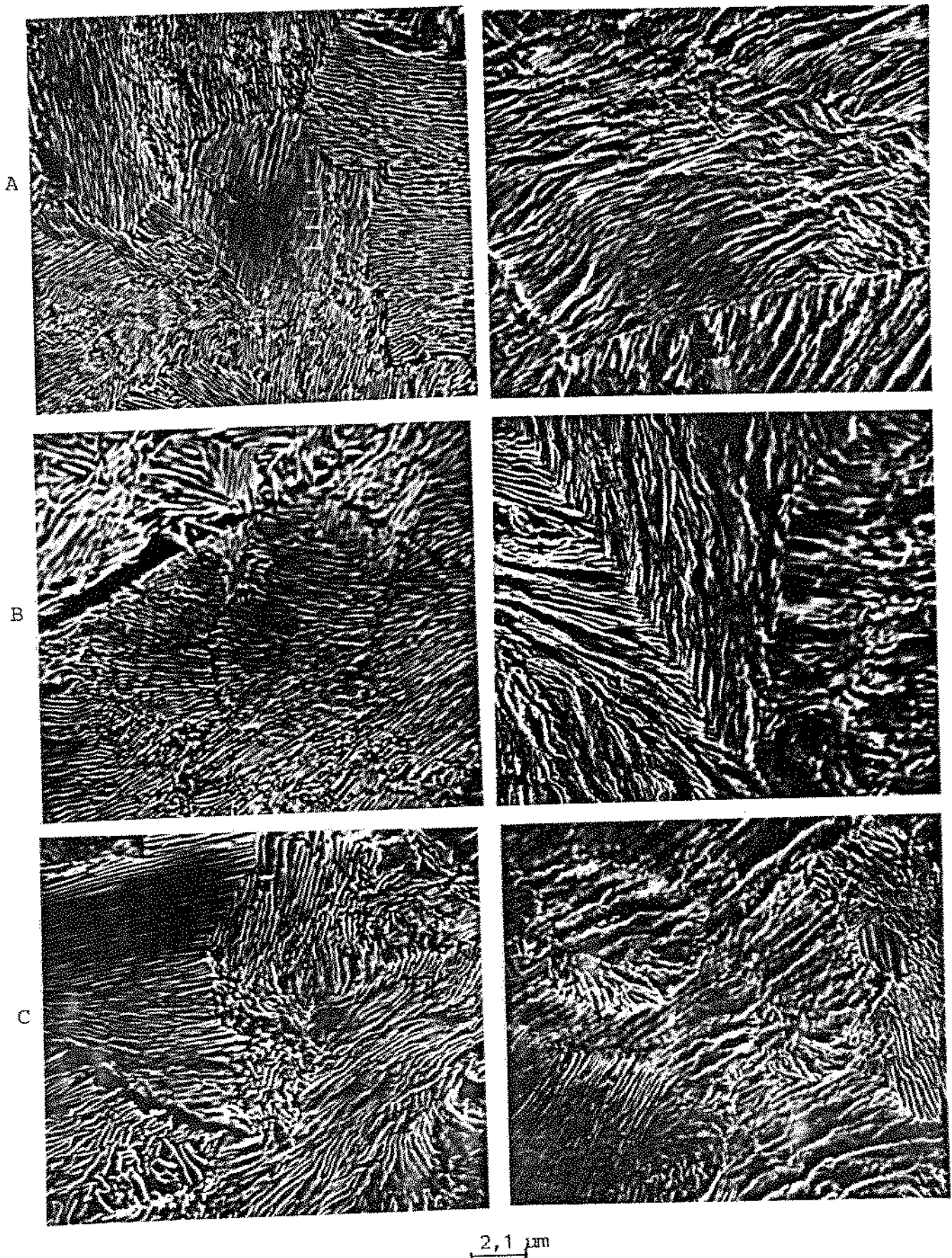


Figura 4.32 - Aspecto dos nódulos de perlita de aços 8C e 8N laminados segundo os esquemas A, B e C.
Aumento: 4700X Ataque: Nital 2%

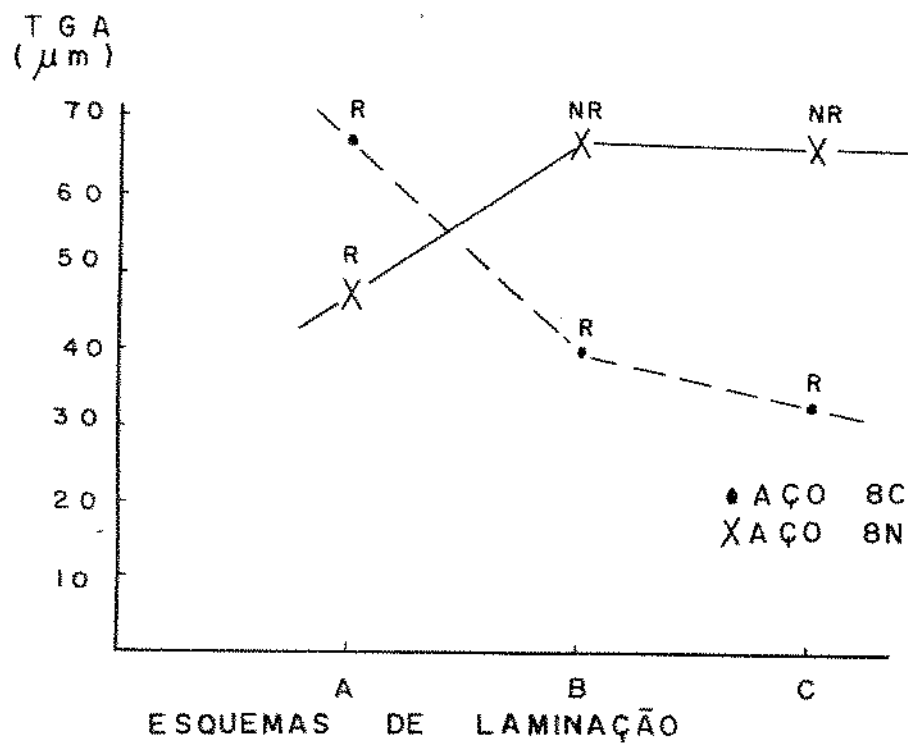


Figura 4.33 - Variação do tamanho de grão austenítico (μm) em função dos esquemas de laminação.
R - austenita totalmente recristalizada.
NR - austenita não recristalizada.

(sem recristalização), logo o seu T.G.A. ficou maior em relação ao esquema A.

A figura 4.34 apresenta as variações do espaçamento interlamelar mínimo (S_0) em função dos diferentes esquemas de laminação, cujos valores estão na tabela IV.17. Ambas as curvas, de aço 8C e 8N, apresentaram valores maiores para o esquema B de laminação, mas se considerarmos o desvio padrão verificamos que todos os valores são aproximadamente iguais, o que mostra que os valores de S_0 não variaram com os esquemas de laminação. Logo, fica difícil fazer uma correlação direta dos valores de S_0 com as propriedades mecânicas, tais como limite de resistência (LR), limite de escoamento (LE) e dureza.

Na tabela IV.18 e na figura 4.35 estão apresentados os resultados dos ensaios de tração para os aços 8C e 8N, que foram submetidos aos esquemas A, B e C de laminação. A resistência mecânica dos aços 8C e 8N diminuiu com a redução da temperatura de laminação, isto é, os valores de LR e LE diminuíram gradativamente do esquema A para o esquema C. Consequentemente os valores de alongamento e redução em área cresceram levemente do esquema A para o esquema C.

Em relação ao aço sem nióbio, uma maior resistência mecânica para condição de temperatura final de laminação mais elevada (esquema A), é devido a um aumento no T.G.A. que pode acarretar uma diminuição na temperatura de transformação da austenita para perlita, que diminui o espaçamento interlamelar e aumenta a resistência (66). Deve-se notar que o S_0 medido foi o mínimo e não a média. Portanto a figura 4.34 indica que o S_0 mínimo foi praticamente o mesmo para todos os esquemas de laminação, isto não garante que a distribuição de S_0 tenha sido igual em todas as amostras. Pode ser que a média no esquema A, a

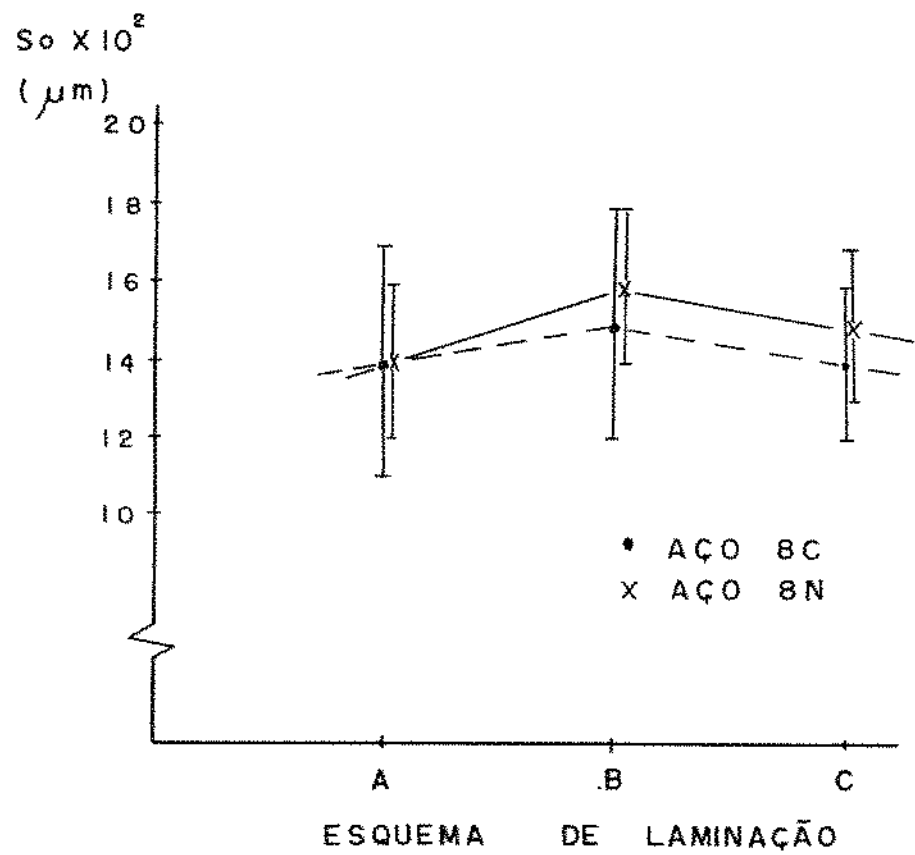


Figura 4.34 - Variação do espaçamento interlamelar mínimo (50 min.) em função dos esquemas de laminação.

Tabela IV.18 - Resultados dos ensaios de tração em aços BC e BN, laminados nos esquemas A, B e C.

Esquema/Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)
A/BC	573	1.003	20,7	26,5
	605	976	22,7	24,2
Média	589 ± 23	990 ± 18	21,7 ± 1,0	25,3 ± 1,6
A/BN	604	1.042	21,1	21,0
	638	1.036	21,1	21,3
Média	621 ± 24	1039 ± 3	21,1 ± 0	21,1 ± 0,2
B/BC	544	976	21,8	28,0
	613	978	23,8	26,5
Média	578 ± 49	977 ± 1,0	22,8 ± 1,4	27,2 ± 1,1
B/BN	578	1.020	23,3	29,9
	573	993	21,1	30,9
Média	576 ± 4	1007 ± 13	22,2 ± 1,5	30,4 ± 0,7
C/BC	557	978	24,4	28,4
	542	961	21,1	28,7
Média	550 ± 10	970 ± 8	22,7 ± 2,3	28,5 ± 0,2
C/BN	555	974	25,1	30,6
	545	969	24,7	30,3
Média	550 ± 7	971 ± 3	24,9 ± 0,3	30,4 ± 0,2

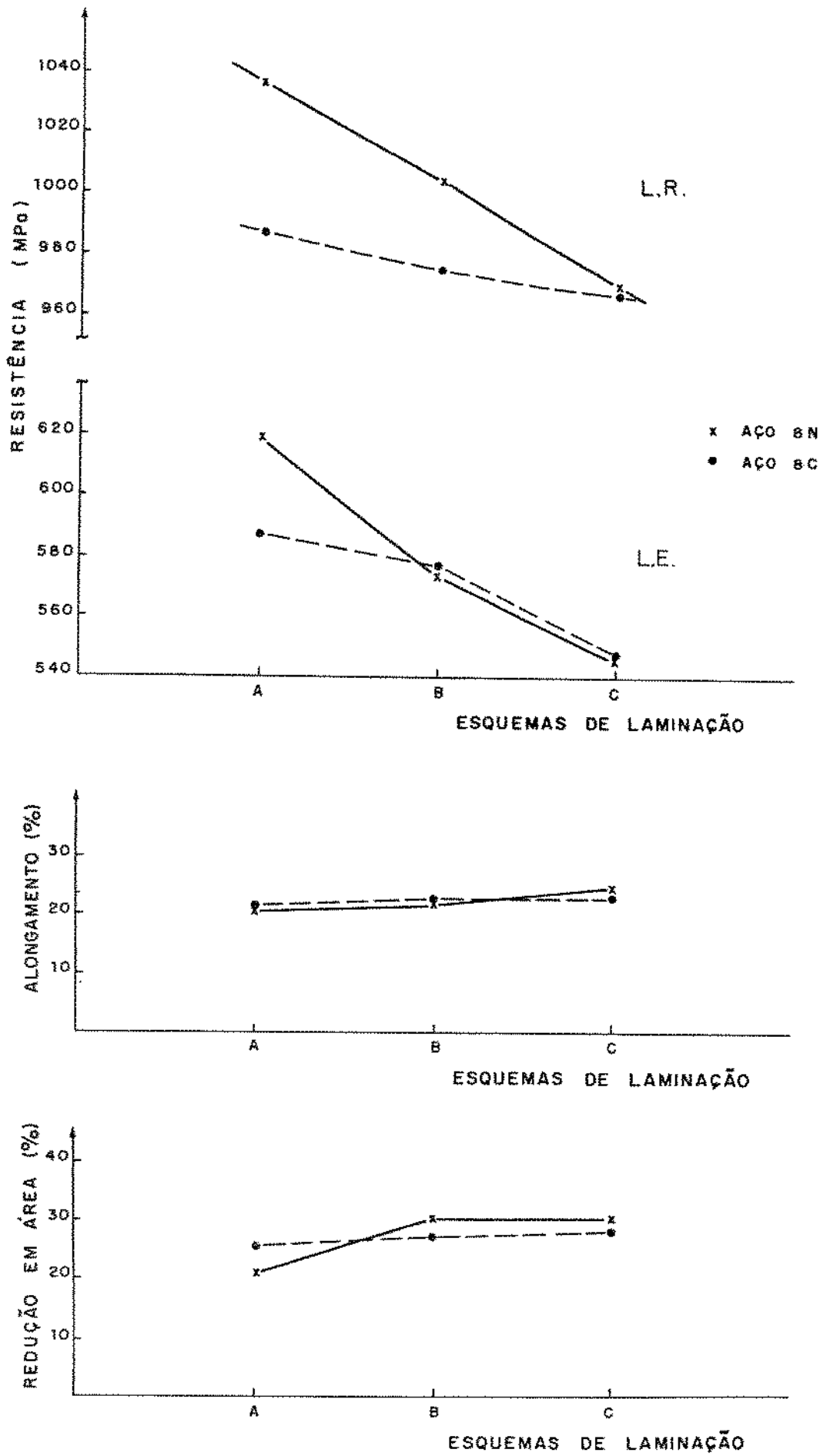


Figura 4.35 - Propriedades mecânicas dos aços 8C e 8N, laminados segundo os esquemas A, B e C.

perlita estivesse mais refinada. Isto entretanto não foi medido neste trabalho e deverá ser assunto de futuras investigações.

As propriedades mecânicas do aço 8N foram iguais ou melhores que as do aço 8C para todos os esquemas de laminação. Também o aço 8N apresentou uma resistência mais elevada para condição de laminação à temperatura mais alta (esquema A). Neste caso, além dos efeitos do T.G.A. (que era menor no esquema A) e do nióbio em solução na austenita, temos a condição de austenita deformada (não recristalizada) para os esquemas B e C de laminação. O efeito do T.G.A. se assemelha ao do aço 8C analisado anteriormente, ou seja, por ter um menor tamanho de grão o aço deveria apresentar uma menor resistência mecânica devido ao aumento de S_0 provocado pela elevação de temperatura de transformação. Entretanto ocorre justamente o contrário, indicando que a elevação da resistência mecânica deve ter sido provocada por outros mecanismos. Analisando-se o efeito do nióbio, o mesmo em solução na austenita pode:-

- atrasar e diminuir a temperatura de transformação da austenita em perlita, que diminui o espaçamento interlamelar aumentando a resistência(66). Pela análise de S_0 feita anteriormente, vimos que o S_0 mínimo é ligeiramente menor no esquema A de laminação. Novamente vale a observação que não se conhece a correlação entre S_0 médio e S_0 mínimo;

- formar precipitados finos de Nb(C,N) na ferrita da perlita aumentando a resistência mecânica(20,65),

- modificar a estrutura, formando perlita mais degenerada e aumentar a resistência mecânica. Este fato ainda não está comprovado na literatura(64)

A menor resistência para os esquemas B e C deve estar associada à presença de austenita não recristalizada nos aços

(no esquema A a austenita estava totalmente recritalizada, ou seja, sem energia de deformação). A deformação na austenita provoca uma redução no tempo para formação da perlita (conforme já observado na figura 4.15), devido ao aumento nos números de sítios de nucleação da perlita, visto que a taxa de crescimento da perlita não varia muito com a deformação aplicada (figura 4.26). Isto resulta no aumento da temperatura de transformação austenita-perlita com consequente elevação do espaçamento interlamelar e redução da resistência mecânica(32,66).

4.6.3. Fractografia

Os corpos de prova de impacto Charpy "sub-size" ensaiados neste trabalho foram utilizados somente para avaliar o aspecto da fratura em função dos diferentes esquemas de laminação, uma vez que o número de corpos de prova eram insuficientes para o levantamento da curva de transição de fratura frágil-dútil. A figura 4.36 mostra o aspecto da fratura dos corpos de prova do ensaio Charpy "subsize", de aços 8C e 8N que foram laminados segundo os esquemas A, B e C. Todas as condições perlíticas examinadas fraturaram por mecanismo de clivagem transgranular. Foi detectado fratura fibrosa somente em regiões localizadas entre os planos (ou facetas) de clivagem, denominadas de "shear linkage". Não foram observadas diferenças nítidas na aparência da fratura de estruturas perlíticas entre os esquemas A, B e C. O aço 8C, apresentou uma tendência ao aumento de regiões fibrosas do esquema A para o esquema C. Em relação à textura das facetas clivadas, o esquema A mostrou uma fratura de facetas de clivagem bem definidas. O aço 8N

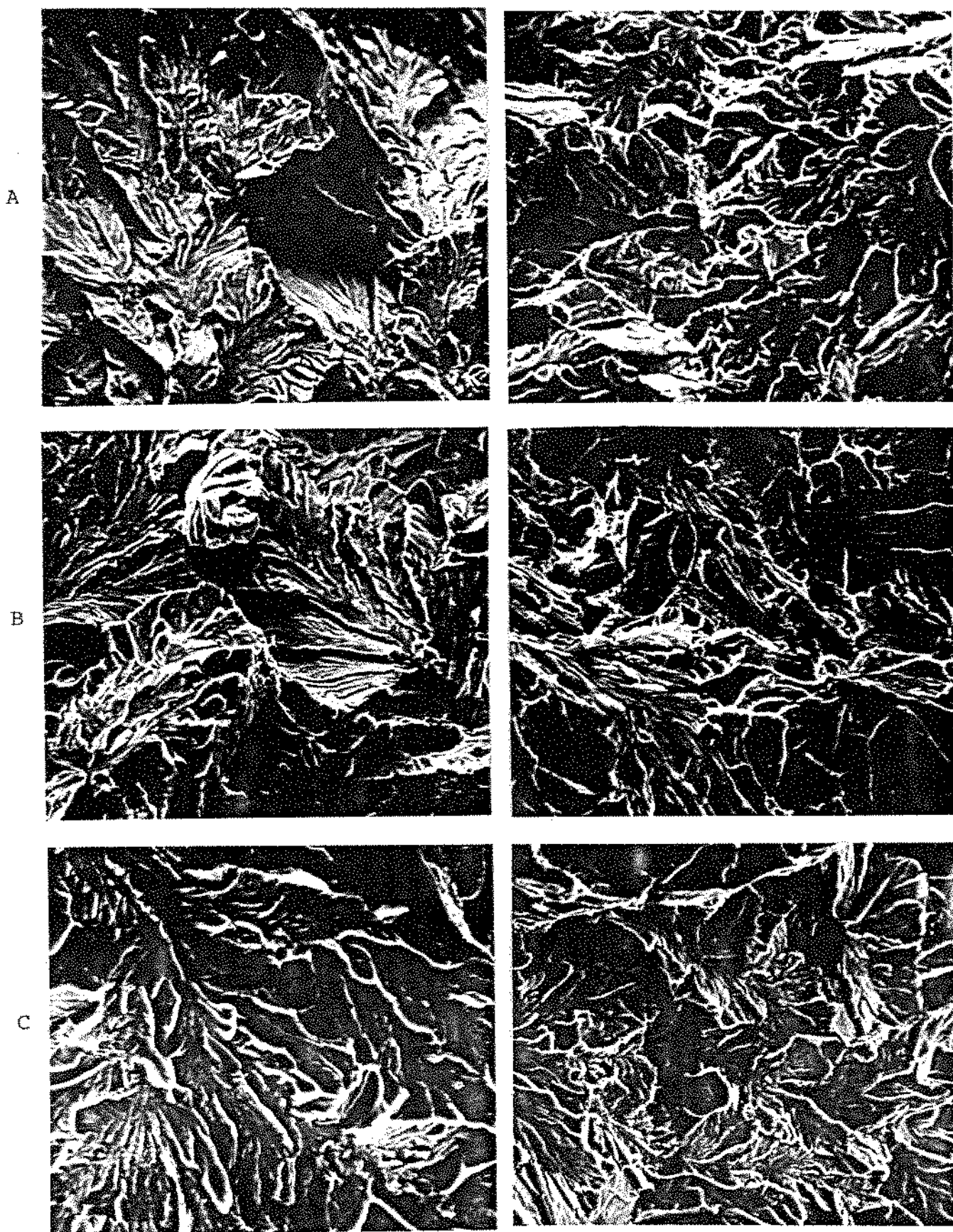


Figura 4.36 - Aspecto da fratura por clivagem em corpos de prova do ensaio Charpy, dos aços 8C e 8N laminados segundo os esquemas A,B e C.
Aumento: 520X

[illegible][illegible][illegible]

CAPÍTULO 5

CONCLUSÕES

5. CONCLUSÕES

As conclusões sobre os aços 0,8% C, 1,0% Mn sem adição de nióbio (aço 8C) e com adição de 0,02% Nb (aço 8N), foram subdivididas em:

- (1) Cinética de transformação da austenita em perlita,
- (2) Estado austenítico após os esquemas A, B e C de laminação,
- (3) Característica Estrutural,
- (4) Propriedades mecânicas.

(1) Cinética de Transformação da Austenita em Perlita

Foram estudados os efeitos do tamanho de grão austenítico(T.G.A.), da quantidade de deformação e da temperatura de aplicação da deformação e da adição de nióbio sobre a transformação da austenita em perlita.

a) O período de incubação para a formação da perlita aumentou com o teor de nióbio em solução na austenita e com o aumento do T.G.A., e diminuiu sensivelmente com a deformação, principalmente em aços com nióbio cuja redução no tempo de incubação foi da ordem de 68% para uma deformação efetiva correspondente à 10% de redução em altura.

b) A taxa de nucleação aumentou com a redução do T.G.A.. Na austenita recristalizada a perlita nucleou essencialmente nos contornos de grãos da austenita e cresceu para o seu interior. Na austenita deformada, sem recristalização, a taxa de nucleação da perlita foi maior do que em austenita recristalizada e a perlita nucleou nos contornos de grão da austenita e também no seu interior.

c) O aço com nióbio apresentou uma taxa de nucleação de perlita maior do que o aço sem nióbio, para um estado austenítico semelhante, o que levou a um maior refino dos nódulos de perlita.

d) Uma vez iniciada, as transformações se procederam com diferentes velocidades em função das diferentes condições austeníticas, e a taxa de crescimento dos nódulos de perlita aumentou com a diminuição do T.G.A..

e) O aço com nióbio apresentou uma taxa de crescimento dos nódulos de perlita menor do que o aço sem nióbio, para mesma condição austenítica, devido ao efeito do nióbio em retardar a formação da perlita.

f) As taxas de crescimento dos nódulos de perlita foram pouco afetadas pela quantidade de deformação, isto é, esta taxa praticamente não variou com o aumento da redução em altura de 10, 30 e 50% para ambos os aços, com e sem nióbio.

g) Em relação a velocidade de formação da perlita, o aço com nióbio apresentou valores de n (constante da equação de Avrami) maiores do que o aço sem nióbio para as mesmas quantidades de deformação. E a deformação em aços 8C e 8N levaram a valores de n maiores do que 4, que correspondem à condição de taxa de nucleação crescente.

h) Esta condição de taxa de nucleação crescente foi devido à heterogeneidade de deformação provocada pelo recalque de cilindros com 10, 20 e 50% de redução em altura.

i) A taxa de nucleação foi maior no aço 8N do que o aço 8C, e a hipótese aventada para esse aumento seria a precipitação interfásica do carbonitreto de nióbio.

(2) Estado Austenítico Após a Laminação

a) No esquema A, onde todos os quatro passes de laminação foram dados a temperatura acima de 1000°C , ambos os aços apresentaram austenita totalmente recristalizada.

b) No esquema B, onde dois passes iniciais foram dados a 1100°C e outros dois a 900 e 850°C , o aço 8C apresentou uma austenita recristalizada e o aço 8N uma austenita encruada (deformada sem recristalização).

c) No esquema C, onde dois passes iniciais foram dados a 1100°C e outros dois a 750 e 700°C , o aço 8C apresentou austenita recristalizada, e o aço 8N uma austenita encruada.

d) O aço 8N apresentou uma microestrutura mais refinada do que o aço 8C, e este refino pode ser devido ou à austenita deformada que aumenta a taxa de nucleação, ou ao menor T.S.A. recristalizado.

e) Ambos os aços (8C e 8N) apresentaram aumento na quantidade de perlita degenerada com o abaixamento da temperatura final de laminação, mais acentuadamente o aço com nióbio.

(3) Característica Estrutural

a) O espaçamento interlamelar mínimo (S_0) não variou de forma significativa em função dos diferentes esquemas de laminação (A, B, e C), embora tenha sido ligeiramente maior no aço com nióbio.

(4) Propriedades Mecânicas

a) Os aços 8C e 8N apresentaram maiores resistências mecânicas para o esquema A e decresceram com o abaixamento das temperaturas de laminação (esquemas B e C).

b) O aço 8N apresentou sempre um L.E. ou L.R maior ou igual do que o aço 8C, para o mesmo esquema de laminação.

c) No aço 8N, a maior resistência para o esquema A pode ser devido a formação de precipitados de Nb(C,N) na ferrita da perlita.

Sugestões para Trabalhos Futuros

a) Estudar a solubilidade e o tempo para solubilização total de Nb(C,N) em aços com alto teor de carbono.

b) Estudar a taxa de crescimento dos nódulos em intervalos menores de austenitização, de tal forma a obter uma variação do T.G.A. em intervalos menores, para verificar o comportamento destas curvas, que parece não ser linear.

c) Estudar a cinética de transformação com deformações efetivas menores, isto é, no nosso caso uma redução em altura de 10% correspondia a uma deformação efetiva da ordem de 25%.

d) Estudar as precipitações de Nb(C,N) sobre a cinética de transformação e consequentemente sobre as propriedades mecânicas.

e) Estudar o efeito da austenita deformada sobre a formação de perlita degenerada, e correlacionar com as propriedades mecânicas dos aços.

f) Estudar o efeito das temperaturas de transformações isotérmicas após as laminações, para verificar o efeito do espaçamento interlamelar sobre as propriedades mecânicas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) PICKERING, F.B., Physical Metallurgy and the Design of Steels, Applied Science Publishers Ltd., London 1978, p. 89.
- (2) DAVIES, J. e JONES, E.G., Iron and Steel Inst. Conf. on Rail Steel, London, Novembro 1972, apud Ref. (4).
- (3) STONE, D.H. e STEELE, R.K., "The Effect of Mechanical Properties upon the Performance of Railroad Rails". ASTM - Symposium on Rail Steels, Denver, EUA, Novembro 1976, p.154.
- (4) MARICH, S. e CURCIO, P., "Development of High Strength Alloyed Rail Steels Suitable for Heavy-Duty Applications". ASTM Special Technical Publication 644, 1978, p. 167.
- (5) Heller, W. e SCHWEITZER, R., "Einfluss der Chemischen Zusaon Mensetzung auf die mechanischen Eigenschaften von Schienen Stahlen". Stahl und Eisen 95, 1975, p. 1057.
- (6) HYZAK, J.M. e BERNSTEIN, I.M., "The Role of Microstructure on the Stength and Toughness of Fully Pearlitic Steels", Metall. Trans., 7A, 1976, p. 1217.
- (7) FLUGGE, J., HELLER, W., STOLTE, E. e DAHL, W., "Einflussgrossen fur die mechanischen Eigenschaften perlitischer". Arch. Eisenhüttenwes. 47, 1976, p. 635.
- (8) BOUSE, G.K., BERNSTEIN, I.M. e STONE, D.H., "Role of Alloying and Microstructure on the Strength and Toughness of Experimental Rail Steels". ASTM Special Technical Publication 644, 1978, p. 145.
- (9) HELLER, W., SCHWEITZER, R. e WEBER, L., "Modern Developments in Rail Steel Metallurgy and Production". Canad. Metall. Quart. 21, 1981, p. 3.
- (10) WILLIAMS, J.G., SIMPSON, I.D. e McDonald, J.K., "Niobium in Rail Steels", in: Niobium Proceedings of the International Symposium, H. STUART, ed., AIME, New York 1984, p. 1019.
- (11) TANAKA, T., TABATA, N., HATOMURA, T. e SHIGA, C., "Three Stages of the Controlled-Rolling Process" in: Microalloying 75-Proceedings, Union Carbide Corporation, New York 1977, p. 107.
- (12) PICKERING, F.B., The Spectrum of Microalloyed High Strength Low Alloy Steels, in HSLA Steels, Technology and Applications, Philadelphia, Pa., USA, 3-6 oct. 1982, p.1.
- (13) KESTENBACH, H.J. e MARTINS, G.S., "Effect of Niobium on Austenite Recrystallization and Pearlite Colony Size in a Microalloyed Eutectoid Steel". Metall. Trans., 15A, 1984, p. 1496.

- (14) KESTENBACH, H.J., BALANCIN, O e VENDRASCO, S.L., "Efeito da Laminação a Quente sobre as Microestruturas Austeníticas e Perlíticas em Aços Eutetóides Microligados ao Nióbio". Metalurgia ABM, vol. 42, 346, 1986, p. 625.
- (15) WILLIAMS, J.G., SIMPSON, J.D. e McDonald, J.K. "Niobium in Rail Steels" In: - Niobium 81, Proc. of Conference, San Francisco California, USA - 8-11 Nov. 1981, p. 1019.
- (16) NORDBERG, H. e ARONSON, B. - "Solubility of Niobium Carbide in Austenite". J. Iron Steel Inst., 206, 1968, p. 1263.
- (17) KASPAR, R., KAPELLNER, W. e PAWELSKI, O., Z. Metallkunde, Bd. 78, 1987, H.8, p. 569.
- (18) KASPAR, R., DISTL, J.S., BRAAG, K., KLAAR, H.J. e ZEISLMAIR, V., - Steel Research 58, 1987, p. 271.
- (19) OUCHI, C., SAMPEI, T. e KOZASU, I., Trans. ISIJ, 22, 1982, p. 214.
- (20) WALKER, D.J. e HONEYCOMBE, R.W.K., Metal Science, 12, 1978, p. 445.
- (21) INAGAKI, H., Z. Metallkunde, 77, 1986, p. 36.
- (22) WALKER, D.J. e HONEYCOMBE, R.W.K., "The Hot Deformation of Austenite". John B. Ballance, editor, New York, 1977, p. 384.
- (23) KOZASU, I., Trans. ISIJ, 12, 1972, p. 241.
- (24) KOZASU, I., SHIMIZU, T. e TSUKADA, K., Trans. ISIJ, 12, 1972, p. 305.
- (25) KOZASU, I., OUCHI, C., SAMPEI, T. e OKITA, T., "Hot Rolling as a High-Temperature Thermo-Mechanical Process", Proc. of Conference Microalloying - 75, USA, October, 1977, p. 100.
- (26) SEKINE, J. e MARUYAMA, T., The Microstructure and Design of Alloys Conference, The Metals Society, London, 1974, p. 85.
- (27) MAITREPIERRE, P. e ROFES-VERNIS, J., Revue de Metallurgie, 72, April 1975, p. 292.
- (28) PRIESTNER, R., Revue de Metallurgie, 72, April 1975, p. 285.
- (29) AARONSON, H.I. e WELLS, C., Journal of Metals, 8, October 1956, p. 1216.
- (30) HARRIS, S.J. e NAG, N.R., Journal of Materials Science, 10, 1975, p. 1137.
- (31) JOHARI, O. e THOMAS, G., Trans. ASM. 58, 1965, p. 563.

- (32) UMEMOTO, M., OHTSUKA, H. e TAMURA, I., Trans. ISIJ, 23, 1983, p. 775.
- (33) PICKERING, F.B. e GARBAZ, B., Scripta Metallurgica, Vol. 21, (3), Mar. 1987, p. 249.
- (34) MARDER, A.R. e BRAMFITT, B.L., Metall. Trans., 6A, 1975, p. 2009.
- (35) MARDER, A.R. e BRAMFITT, B.L., Metall. Trans., 7A, 1976, p. 365.
- (36) PARK, Y.J. e BERNSTEIN, J.M., Metall. Trans., 10A, 1979, p. 1653.
- (37) BROWN, D. e RIDLEY, N., J. Iron Steel Inst, 207, 1969, p. 1232.
- (38) JOHNSON, W.A. e MEHL, R.F., Trans. AIME, 135, 1939, p. 416.
- (39) BROWN, D. e RIDLEY, N., J. Iron Steel Inst., August 1966, nº 204, p. 811.
- (40) CAHN, J.W. e HAGEL, W.C., "Decomposition of Austenite by Diffusional Processes", V.F. Zackay and H.I. Aaronson Ed, 1962, p. 131.
- (41) Norma ASTM E-112 - 82, Método de Hilliard.
- (42) SCHEIL, E. e LANGE-WEISE, A., Arch. Eisenh., 1937, 11, p. 93.
- (43) CAHN, J.W., Acta Metall., Vol.4, 1956, p. 449.
- (44) CAHN, J.W., Trans. AIME, Vol.209, 1957, p. 140.
- (45) UMEMOTO, M., KOMATSUBARA, N. e TAMURA, I., Tetsu-to-Hagané, 66, 1980, p. 400.
- (46) UMEMOTO, M., KOMATSUARA, N. e TAMURA, I., "Predictions of Hardenability Effects from Isothermal Transformations Kinetics", J. Heat Treating, 1, nº 3, 1980, p. 57.
- (47) AVRAMI, M., J. Chem. Phys. 8, 1940, p. 212.
- (48) UMEMOTO, M., HORIUCHI, K. e TAMURA, I., Trans. ISIJ, Vol.22, 1982, p. 854.
- (49) RÓDÓSZ, A., GÁCSI, Z. e FUCHS, E.G., Acta Metall., Vol.31, nº 4, 1983, p. 509.
- (50) SPEICHE, G.R. e SZIRMAS, A., Trans. - AIME, 245, 1969, p. 1063.
- (51) CHRISTIAN, I.W., "The Theory of Transformations in Metals and Alloys", Pergamon Press, Oxford, 1965, p.542.
- (52) Norma ASTM E-112 - 82, Método de Interceptos Lineares.

- (53) Norma ASTM E-112 - 82, Método da Comparação.
- (54) PADILHA, A.F. e AMBROSIO F.G. F., "Técnicas de Análise Microestrutural", Hemus Editora Ltda, 1985, p.113.
- (55) Norma NBR-6152. Determinação das Propriedades Mecânicas à Tração de Materiais Metálicos - Método de Ensaio - Dezembro de 1980.
- (56) Norma ASTM A 370-77, Standard Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products - V - Notes on Significance of Notched - Bar Impact Testing, 1977.
- (57) DOI, S.N.; MEI, P.R. e KESTENBACH, H.J., X Seminário de Metalurgia Física e Tratamentos Térmicos, Rio de Janeiro, 4 e 5 de maio de 1989, p. 301.
- (58) OHTANI, H.; TANAKA, T.; HASEBE, M. e HISHIZAWA, T., Japan - Canada Seminar, J-7, December 3-4, 1985, Tokyo, Japan, p.1.
- (59) FREIRE, J.L.F.; LAGE, J.D. e VIEIRA, R.D., Revista Brasileira de Mecânica, Rio de Janeiro, V - VI, nº 1, 1988, p. 5.
- (60) YAO, C.K.; ZHANG, Y.M.; MEN, X.Y. e ZHANG, S.Q., Materials Science and Engineering, 83, 1986, p. 11.
- (61) WEISSENBERG, H. e HORNBOGEN, E., Arch Eisenhüttenwes, 50, 1979, p. 479.
- (62) HONEYCOMBE, R.W.K., Metall. Trans., 7A, 1976, p.915.
- (63) NOLASCO, C.A.; OLIVEIRA, E.Q.; LEONARDOS, G. e BORDIGNON, P.J. Niobium-81, Proc. of Conference, San Francisco, Calif. USA, 8-11 nov. 1981, p. 1041.
- (64) MEI, P.R., "Tese de Livre Docência", UNICAMP, Campinas, 1989.
- (65) WALKER, D.J. e HONEYCOMBE, R.W.K., Metal Science, may 1980, p. 184.
- (66) MEI, P.R., Efeito da Adição de Nb na Estrutura e Propriedades dos Aços com Médio e Alto Teor de Carbono, Tese de Doutorado, UNICAMP, Campinas, novembro de 1983, p.384.

APÊNDICE A

ENCRUAMENTO- Quando um metal é deformado plasticamente a temperaturas baixas em relação ao seu ponto de fusão (via de regra a temperaturas menores que a metade da temperatura de fusão), diz-se que o metal está sofrendo um encruamento. Sabe-se que o encruamento aumenta muito o número de defeitos pontuais e lineares do metal. Um metal recozido completamente tem uma densidade de discordâncias da ordem de 10^6 a 10^8 discordâncias. cm^{-2} e, quando fortemente encruado, pode ter aproximadamente 10^{12} discordâncias. cm^{-2} . Também causa um aumento na concentração de lacunas e átomos intersticiais. Estes defeitos (pontuais e lineares) são as fontes de retenção de energia nos metais encruados (que correspondem de 1 a 10% da energia gasta para deformação plástica a frio, e o restante da energia é dissipada na forma de calor).

A energia armazenada no metal encruado é a força motriz (driving force) que tenderá a levar o sistema de volta à estrutura de equilíbrio, na medida em que sejam dadas ao metal condições cinéticas que ocorram as necessárias modificações estruturais. Ocorrem basicamente dois tipos de modificações estruturais em função da temperatura:

- a) modificação gradual das propriedades do metal sem apreciável alteração da microestrutura, conhecida como recuperação, e ocorre a temperaturas mais baixas;
- b) intensa alteração da microestrutura, associada a grande variação na propriedade do metal, conhecida como recristalização.

RECUPERAÇÃO- Durante a recuperação, apenas as imperfeições de maior mobilidade participam do processo de recondução parcial do metal a uma estrutura menos distorcida, diminuindo as tensões internas geradas pela deformação. Em metais policristalinos deformados, a recuperação em alta temperatura é considerada como sendo essencialmente devida à poligonização e a eliminação de discordâncias. Em temperaturas mais baixas, ocorre a redução do número de defeitos pontuais aos seus valores de equilíbrio. O defeito puntual mais importante é a lacuna, que pode ter certa mobilidade mesmo a baixas temperaturas.

Recuperação Dinâmica- O efeito básico da recuperação a alta temperatura é a movimentação das discordâncias resultantes da deformação plástica, originando subgrãos ou contornos de células. Em muitos casos, este processo pode realmente iniciar-se durante a deformação plástica e, quando isso ocorre, diz-se que o metal sofreu recuperação dinâmica.

Recuperação Estática- O movimento das discordâncias para as paredes das células resulta da interação entre as tensões das próprias discordâncias, portanto iniciando após a deformação plástica.

RECRISTALIZAÇÃO- Quando o metal encruado é aquecido a uma temperatura acima do limite superior da faixa em que ocorre recuperação, formam-se novos grãos, com a mesma composição e estrutura cristalina que os grãos originais, porém equiaxiais. Os novos grãos às vezes se formam a partir dos contornos dos sub-grãos. Em outros casos, metais severamente deformados se recristalizam sem passar pela etapa de poligonização. A recristalização ocorre por processo de nucleação e crescimento, isto é, ocorre a formação de novos grãos de pequenas dimensões e isentos dos defeitos criados durante a deformação.

Recristalização é definida como a reorientação de cristais no corpo sólido pela passagem de um contorno de alto ângulo. A cinética dos processos são parecidos com os da transformação de fase, na qual são frequentemente descrita em termos de frequência de nucleação e taxa de crescimento.