

CONTRIBUIÇÃO AO ESTUDO DA ESTRUTURA ALINHADA NOS AÇOS SEMI-ACALMADOS ⁽¹⁾

GEORGES LEONARDOS ⁽²⁾

RESUMO

O presente estudo mostra os inconvenientes causados pela estrutura alinhada nos aços semi-acalmados. No decorrer do trabalho, verificou-se o aparecimento de uma perda de ductilidade, ligada ao aparecimento de uma estrutura alinhada, toda vez que o aço sofreu um resfriamento lento, à partir da região austenítica. Esta fragilidade foi explicada pela precipitação de Fe_3P nos grãos das faixas de ferrita. Finalizando, realizaram-se algumas experiências sobre a possibilidade de eliminação ou diminuição do alinhamento, na estrutura dos aços semi-acalmados.

1. INTRODUÇÃO

É muito freqüente, nos aços hipoeutetoides laminados a quente, o aparecimento de uma estrutura alinhada com os constituintes ferrita e perlita (fig. 1). Esta estrutura deve, sempre que possível, ser evitada ou eliminada, uma vez que é causa de um aumento considerável na heterogeneidade direcional das propriedades mecânicas dos aços laminados, podendo vir ainda a prejudicar suas propriedades plásticas.

Este tipo de estrutura parece ter sido estudado pela primeira vez, por J. E. Stead e J. H. Whiteley¹; posteriormente, P. Bastien e seus colaboradores² pesquisaram o assunto com maior profundidade, chegando a conclusões mais positivas sobre o mecanismo de sua formação. Segundo êsses Autores, o fósforo, o enxôfre, o carbono e o oxigênio são os principais causadores da estrutura alinhada nos aços comuns. Mais tarde, verificou-se que vestígios de arsênico favorecem o alinhamento³. Êstes ele-

(1) Contribuição Técnica n.º 455. Apresentada ao XVI Congresso Anual da ABM; Pôrto Alegre, julho de 1961.

(2) Membro Estudante da ABM; Engenheirando do Curso de Metalurgia da Escola Nacional de Engenharia. Trabalho executado durante estágio realizado no Departamento de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional; Volta Redonda, RJ.

mentos, sendo sensíveis ao fenômeno de liquação, segregam-se nas regiões interdendríticas. Na tabela 1, pode-se ter uma idéia do valor dessas segregações em um lingote, comparadas com as análises químicas obtidas na panela.



Fig. 1 — Estrutura alinhada com os constituintes ferrita e perlita. Aumento de 100 X. Ataque com nital a 5%.

TABELA 1

Segregação do S, P e C na parte central de um lingote de aço efervescente, em relação aos seus teores médios, expressa em %

Característica do lingote	Segregação em %		
	S	P	C
Normal	1060	543	328
Capeado com chapa	980	520	305
Proveniente de lingoteira tipo garrafa	508	304	202
Capeado com Al 12 minutos após lingotamento	208	155	144

(Reproduzida de Strugovchikow, D. P. — «Fabricação de aço baixo carbono». Metalurgizdat, Moscou, 1950).

Durante a laminação a quente, o aço encontra-se no estado austenítico, onde a difusão do carbono é rápida, a do fósforo

muito lenta e o enxôfre, que aí aparece sob a forma de sulfeto, praticamente não se difunde. Os espaços interdendríticos, ricos em fósforo e enxôfre, são durante a laminação amassados, vindo a formar faixas que conservam a heterogeneidade inicial. A figura 2 dá uma idéia da maneira como se formam estas faixas. Deve-se notar que neste desenho representou-se uma redução de apenas 3 vêzes e que na prática a redução é muitas vêzes maior, para os aços laminados em chapas. Como a facilidade de difusão do carbono na fase austenítica é muito grande, sua distribuição se dá de maneira mais ou menos homogênea, pelo menos dentro de certos volumes.

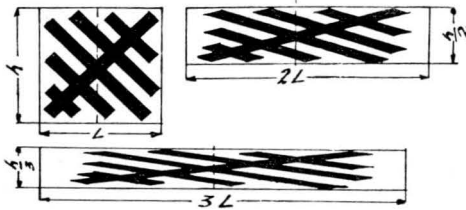


Fig. 2 — Explicação do mecanismo de formação do alinhamento.

Durante o resfriamento do aço laminado, as regiões ricas em fósforo provocam uma formação de ferrita mais cedo, pois este elemento eleva a temperatura de transformação polimórfica $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$. Como a transformação das regiões pobres em fósforo se dá mais tarde, elas ficam mais ricas em carbono que, por ser pouco solúvel na ferrita, tem tendência em permanecer na fase austenítica. Logo, quando ocorrer um resfriamento lento, formar-se-á uma estrutura alinhada com os constituintes ferrita e perlita, ficando o primeiro nas regiões ricas, e o segundo, com algum resto de ferrita, nas pobres es fósforo.

O enxôfre, que não se difunde na fase austenítica nem na ferrítica, permanece sob a forma de sulfeto na região interdendrítica e apresentar-se-á, após laminação, um pouco deslocado e com forma alongada, contribuindo como núcleo de formação da ferrita durante a cristalização secundária. Portanto, o enxôfre ficará situado nas faixas de ferrita, geralmente sob a forma de sulfeto de manganês, vindo a formar as conhecidas "Ghost-lines".

O gráfico da figura 3 mostra como variam as propriedades mecânicas, notadamente a resistência ao choque, de um aço

níquel com 0,23% de carbono, com o ângulo que o corpo de prova faz com a direção de laminação. Este gráfico explica o motivo da grande utilização, neste trabalho, do ensaio de choque, pois é o que maior variação apresenta.

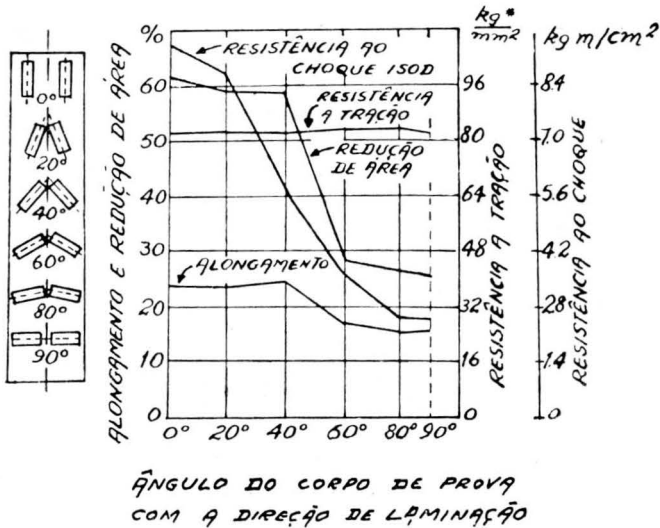


Fig. 3 — Influência do ângulo de retirada do corpo de prova com a direção de laminação, nas propriedades mecânicas de um aço-níquel. (Brearly — Kontorowich, I. E. — «Tratamentos térmicos», Moscou, 1945).

Convém salientar que, por economia de tempo e facilidade de usinagem, fugiu-se do corpo de prova para choque padronizado pelas normas, usando-se um outro (fig. 4), por sinal muito utilizado em pesquisas, cujos resultados comparativos, obtidos entre si, foram satisfatórios.

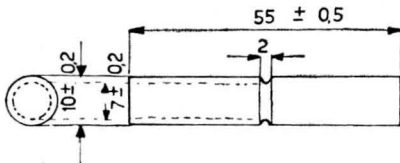


Fig. 4 — Corpo de prova usado nos ensaios de choque, cujos resultados comparativos, obtidos entre si, foram satisfatórios. As cotas assinaladas no desenho são em milímetros.

A freqüência e importância da estrutura alinhada nos aços fez com que várias usinas siderúrgicas elaborassem *Escalas de Classificação*, permitindo avaliar a intensidade de alinhamento

presente em uma determinada amostra. A figura 5 mostra a escala que foi elaborada e é usada no Departamento de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional. Esta escala classifica um alinhamento progressivo, desde a ausência de faixas, quando recebe o valor zero, até um valor 5, que representa um grande índice de alinhamento. Essa escala é muito útil tanto na rotina do controle de qualidade como nas investigações dos insucessos ocorridos em ensaios mecânicos.

A incidência de estrutura alinhada, em amostras que não passaram nos ensaios mecânicos realizados pelo controle de qualidade da Companhia Siderúrgica Nacional, motivou um estudo, procurando correlacionar esta estrutura com as propriedades mecânicas dos aços semi-acalmados.

2. RELATO DO TRABALHO

2.1. *Material usado* — O material usado na elaboração deste trabalho foi retirado de chapas grossas, com 1,90 ou 2,45 cm (3/4 ou 1") de espessura, provenientes da laminação de 10 corridas de aço semi-acalmado, fabricado em fornos Siemens-Martin básicos de 200 toneladas de capacidade.

A análise química das corridas usadas está representada na tabela 2. O teor de silício é da ordem de 0,050%.

TABELA 2

Análise química das corridas referentes às chapas usadas nos ensaios realizados no presente trabalho, %

Cor.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
C	0,22	0,21	0,21	0,22	0,23	0,19	0,25	0,25	0,23	0,18
P	0,013	0,012	0,025	0,022	0,009	0,014	0,015	0,010	0,010	0,015
Mn	0,53	0,43	0,53	0,47	0,49	0,50	0,49	0,49	0,47	0,45
S	0,022	0,023	0,026	0,033	0,029	0,029	0,034	0,030	0,031	0,026

É sabido que o aparecimento da estrutura alinhada pode ocorrer em diversas intensidades que dependem grandemente da segregação interdendrítica. A formação, por sinal complexa, desta segregação pode ser muito influenciada pela velocidade de esfriamento do lingote. Os dados operacionais que se seguem

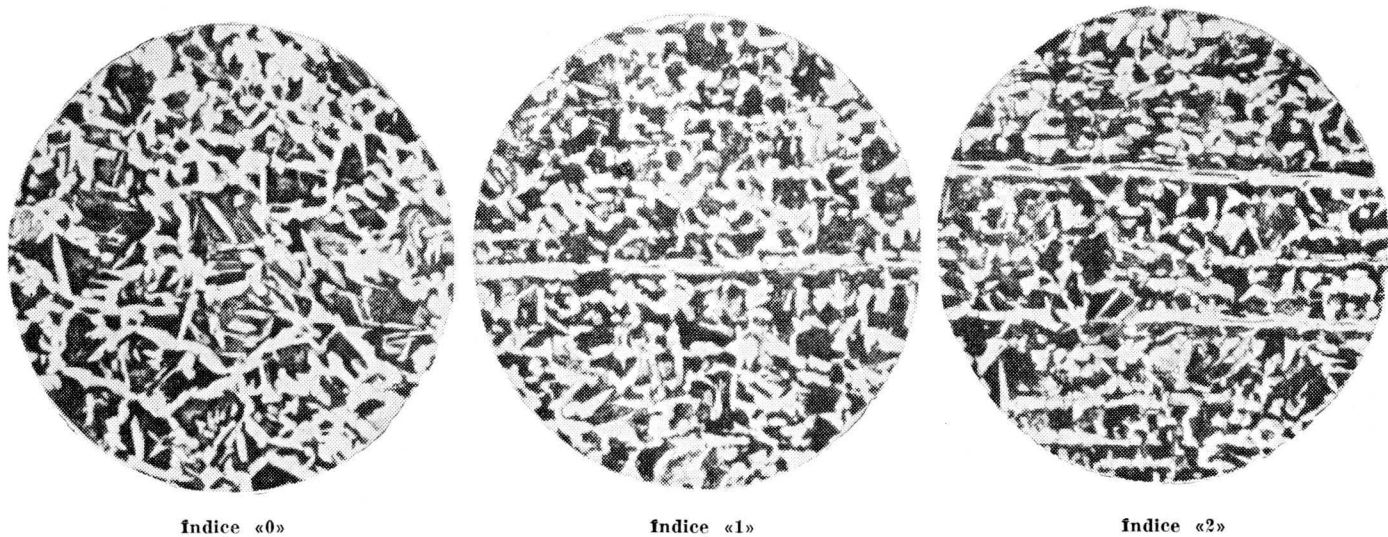
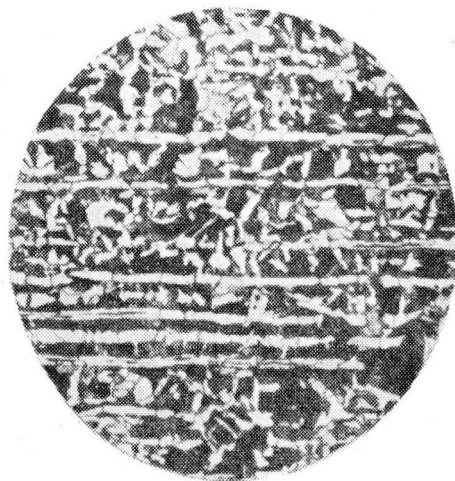


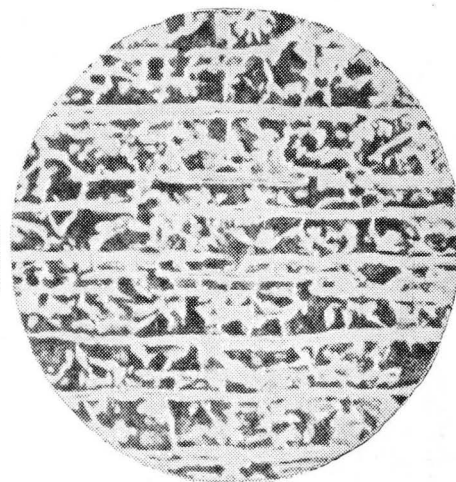
Fig. 5 — ESCALA PADRÃO para avaliar a intensidade de alinhamento numa dada amostra, adotada no Departamento Pesquisas da CSN. Os índices vão de «0» para a ausência de faixas até «5» para uma grande densidade de alinhamentos. Aumento de 100 \times . Ataque com nital a 5%.



Índice «3»



Índice «4»



Índice «5»

Fig. 5 — ESCALA PADRÃO para avaliar a intensidade de alinhamento numa dada amostra, adotada no Departamento Pesquisas da CSN. Os índices vão de «0» para a ausência de faixas até «5» para uma grande densidade de alinhamentos. Aumento de 100 X. Ataque com nital a 5%.

estão intimamente ligados a esta velocidade; conseqüentemente, têm grande influência no grau de alinhamento da estrutura obtida nas chapas estudadas:

- 1 — *Temperatura de vazamento* — Variou na faixa de 1540°C a 1570°C.
- 2 — *Temperatura das lingoteiras* — Na boa prática seria de 100°C. Por motivos de ordem operacional, nem sempre foi conseguida.
- 3 — *Dimensões e pêso dos lingotes* — 58 × 129 × 177 cm; 12 t.

2.2. *Amostragem* — A amostragem foi realizada de 3 maneiras, como mostra a figura 6, para alcançar, em cada caso, o seguinte objetivo:

- 1.º — *Com as chapas das corridas de 1 a 7 e 10* — Verificar a variação das propriedades mecânicas e da estrutura ao longo da largura da chapa.
- 2.º — *Com a chapa da corrida 8* — Obter a parte correspondente a uma zona de maior segregação no lingote, para que se tenha a maior probabilidade de alinhamento possível.
- 3.º — *Com a chapa da corrida 9* — Ao contrário do item anterior, fugir da zona correspondente à segregação no lingote.

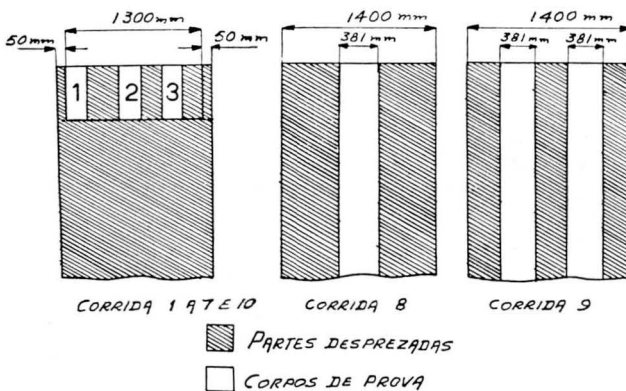


Fig. 6 — Esquema da amostragem realizada nas chapas das diversas corridas utilizadas no presente estudo.

2.3. *Preparação das amostras* — Para facilidade de usinagem, tratamento térmico e economia de tempo, as amostras foram cortadas em forma de pequenos paralelepípedos, de ma-

neira a permitir, com um mínimo de desbaste, a obtenção de corpos de prova segundo a norma ASTM E8 — 52 T para o ensaio de tração; o desenho da figura 4 para o de choque e, para micrográfico, cubos de 1,5 cm de aresta.

2.4. *Inconveniência da estrutura alinhada* — Esta parte do trabalho tem por objetivo mostrar quão maléfica é a estrutura alinhada para os aços semi-acalmados. Com esta finalidade, por meio de ensaios mecânicos, procurou-se verificar a influência de um aumento do índice de alinhamento nas propriedades plásticas do material e na heterogeneidade direcional das propriedades mecânicas. Para isto fizeram-se ensaios de choque e tração, em amostras longitudinais e transversais à direção de laminação, retiradas de chapas grossas provenientes de sete corridas diferentes. Os resultados obtidos nestes ensaios foram postos em comparação com outros, realizados em amostras das mesmas chapas, nas quais se provocou, por meio de um resfriamento lento a partir da zona austenítica, um forte alinhamento.

Os ensaios realizados podem ser descritos do seguinte modo:

- 1.º — De cada uma das três porções das chapas das corridas de 1 a 7, assinaladas na figura 5, retiraram-se dois grupos de amostras iguais e constituídas de:
 - a) 3 amostras longitudinais e 3 transversais à direção de laminação, para ensaio de choque;
 - b) 3 amostras longitudinais e 3 transversais à direção de laminação, para ensaio de tração;
 - c) 1 amostra para exame micrográfico.
- 2.º — Um dos grupos foi austenitizado durante 40 minutos a 930°C, sofrendo a seguir um resfriamento de 25°C/h.
- 3.º — Ambos os grupos foram ensaiados e os resultados comparados.

Os ensaios executados forneceram os seguintes resultados:

O exame micrográfico revelou o aparecimento de estrutura fortemente alinhada no grupo das amostras resfriadas lentamente. O outro grupo praticamente não apresentou alinhamento, ou se isto aconteceu, deu-se com pequena intensidade e na parte central da chapa. Portanto, um resfriamento lento aumenta ou provoca o aparecimento da estrutura alinhada.

Do mesmo modo que a estrutura praticamente não variou ao longo da largura das chapas, os ensaios mecânicos também

não variaram, o que levou a que se grupassem os resultados das três porções representativas da largura da chapa. Assim, para os ensaios mecânicos relacionados na tabela 3, cada valor assinalado é média de nove ensaios, pois cada um foi repetido três vêzes.

TABELA 3

Resultados dos ensaios mecânicos das chapas referentes às corridas de 1 a 7

Corrida	Resfriamento lento	Corpo de prova	Limite de escoamento	Limite de Resistência	Redução de área %	Alongamento	Ensaio de Choque
1	Sem	Longit.	24,0	43,8	60	35	3.9
		Transv.	24,1	43,9	54	33	3.2
	Com	Longit.	20,0	40,4	51	34	3.9
		Transv.	20,4	38,9	50	33	2.9
2	Sem	Longit.	24,7	41,6	55	35	3.5
		Transv.	25,4	41,6	52	33	2.9
	Com	Longit.	21,6	39,3	51	33	3.4
		Transv.	21,7	39,5	51	33	2.1
3	Sem	Longit.	23,8	44,8	58	35	4.2
		Transv.	23,6	43,7	52	35	3.3
	Com	Longit.	25,5	42,5	55	34	3.6
		Transv.	23,9	43,2	51	34	2.6
4	Sem	Longit.	25,3	43,7	60	36	4.4
		Transv.	24,3	43,8	53	33	3.4
	Com	Longit.	22,0	41,0	58	36	4.0
		Transv.	23,0	39,8	53	36	3.0
5	Sem	Longit.	25,5	41,6	61	36	4.4
		Transv.	25,5	41,8	58	35	4.0
	Com	Longit.	23,5	38,5	58	35	3.6
		Transv.	24,4	38,8	53	35	3.3
6	Sem	Longit.	21,4	42,1	61	35	3.3
		Transv.	19,5	42,1	57	33	3.3
	Com	Longit.	18,4	39,2	55	33	2.5
		Transv.	18,2	39,3	55	32	2.4
7	Sem	Longit.	22,2	44,6	56	33	3.2
		Transv.	24,6	44,9	50	29	2.3
	Com	Longit.	18,7	41,8	54	31	2.8
		Transv.	18,4	42,1	50	29	1.7

Calculando a relação entre os ensaios de choque das amostras retiradas na direção transversal e longitudinal à laminação, pode-se ter uma idéia do grau de homogeneidade direcional das propriedades mecânicas do aço. Seja R_s esta relação para as amostras que não foram tratadas e R_t para as que sofreram tratamento. Estes valores estão representados na tabela 4 e no gráfico da figura 7, que mostram ter havido um aumento considerável na heterogeneidade direcional da resistência ao choque, nas amostras que sofreram um resfriamento lento e conseqüentemente, nas amostras que possuem estrutura alinhada.

TABELA 4

Coeficiente de homogeneidade para as amostras
sem e com tratamento

Corrida N.º	R_s	R_t
	Sem tratamento	Com tratamento
1	0,82	0,75
2	0,84	0,79
3	0,78	0,72
4	0,78	0,75
5	0,94	0,90
6	0,99	0,96
7	0,70	0,62

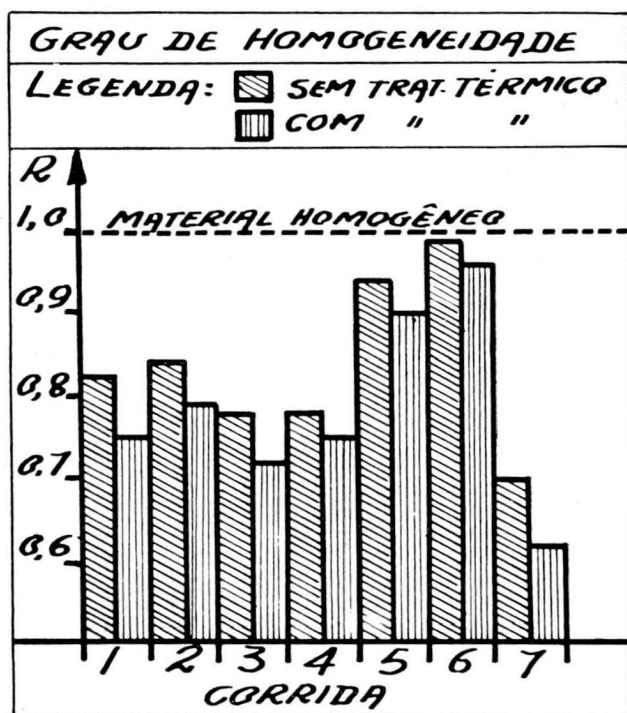


Fig. 7 — Homogeneidade das amostras com e sem tratamento.

Sabe-se que um resfriamento lento, como o que foi realizado, normalmente é feito para melhorar as propriedades de ductilidade dos aços. Chama-se especial atenção para o fato de, no presente estudo, haver acontecido exatamente o oposto, uma vez que depois do tratamento, as propriedades plásticas do aço, de um modo geral, decresceram.

Usando ainda os resultados dos ensaios de choque representados na tabela 3, podemos constatar com maior clareza, a existência dessa fragilidade, ocorrida nas amostras resfriadas lentamente. Pode-se defini-la pela fórmula:

$$F = \frac{C_s - C_t}{C_s} \times 100,$$

onde F é o coeficiente de fragilidade expresso em %, C_s os resultados dos ensaios de choque das amostras sem tratamento e C_t o das tratadas. A tabela 5 mostra estes valores já calculados.

TABELA 5

Coeficiente de fragilidade para as amostras das corridas de 1 a 7

Corrida N.º	Longitudinal F%	Transversal F%
1	0	9
2	3	7
3	14	21
4	10	12
5	22	18
6	24	27
7	13	26

O coeficiente de fragilidade foi estabelecido para o ensaio de choque, por ser o que melhores resultados apresentou. Um simples exame na tabela 3, mostra que esta fragilidade também ocorre, como foi dito, para a redução de área e para o alongamento, o que permite concluir que o resfriamento lento e, conseqüentemente, o aumento de alinhamento, provocaram uma perda de ductilidade do material estudado.

Para que se pudesse verificar se a fragilidade ocorrida com tôdas as chapas estudadas (corridas de 1 a 7) era um fenômeno progressivo com o desenvolvimento da estrutura alinhada, fizeram-se os seguintes ensaios e observações com a cabeça da corrida 9:

- 1.º — Trataram-se amostras para choque, tração e exame micrográfico da seguinte maneira:

Austenitização — 40 minutos a 1.000°C (temperatura obtida com frequência na saída do laminador) ou 930°C (temperatura recomendada pelo processo metalúrgico).

Velocidades de resfriamento até 450°C: 25°C/h; 100°C/h; 200°C/h; 300°C/h; 400°C/h; ar livre.

Resfriamento após 450°C — ao ar livre.

- 2.º — Para cada temperatura de austenitização e para cada velocidade de resfriamento, foram feitos ensaios de:

— choque, com amostras longitudinais e transversais à direção da laminação;

— tração, com amostras transversais à direção da laminação, e exames micrográficos.

- 3.º — Tiraram-se dureza e micro-dureza das amostras tratadas a 1.000°C.

- 4.º — Para que se tivesse confirmação, cada ensaio foi realizado pelo menos três vezes.

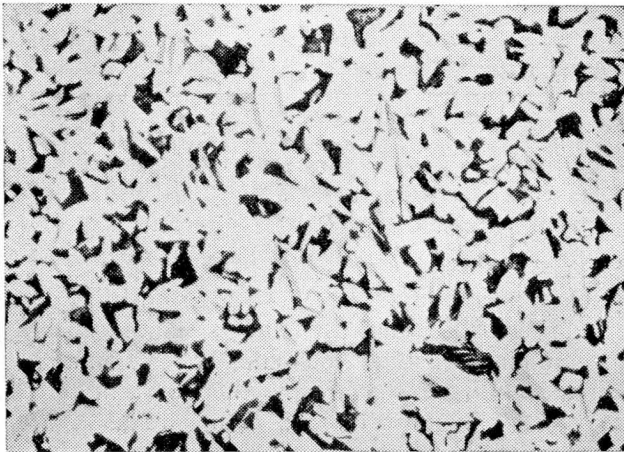


Fig. 8 — Estrutura sem alinhamento — chapa da corrida 9. Aumento de 100 ×. Ataque com nital a 5%.

Um exame micrográfico na chapa da corrida 9, antes do tratamento, revelou uma estrutura isenta de alinhamento (fig. 8).

Um exame na figura 9 mostra como a estrutura do aço variou com a variação da velocidade de resfriamento. À medida que a velocidade diminuiu, a intensidade de alinhamento e a espessura das faixas de ferrita aumentaram.

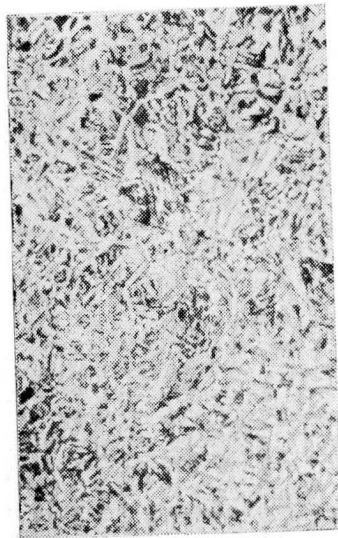
TABELA 6

Ensaio mecânicos realizados para mostrar a influência da velocidade de resfriamento, nas propriedades mecânicas do aço da corrida 9

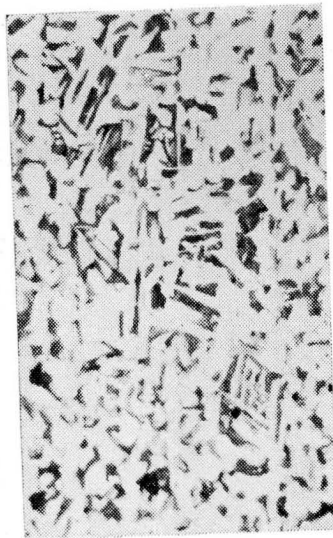
Velocidade de resfriamento °C/h	Ao ar	400	300	200	100	25
Choque longitudinal - kgm	5,6	3,8	3,0	2,8	1,9	1,8
Choque transversal - kgm	3,7	3,0	2,9	2,8	2,8	2,5
Limite escoamento kg/mm ²	27,73	25,34	24,38	23,86	22,98	22,21
Limite Resistência kg/mm ²	45,58	43,56	42,35	42,21	41,69	41,07
Alongamento %	32,88	32,88	33,86	32,88	32,80	30,91
Redução de área %	53,57	52,14	51,40	51,15	50,54	48,19
Micro dureza da Ferrita Vicker		128	140	143	157	160
Micro dureza da Perlita Vicker		238	235	228	224	221
Dureza Rockwell B	67,0	64,2	63,5	63,0	62,7	60,5
Temperatura de austenitiza- ção - 930 °C						
Velocidade de resfriamento °C/h	Ao ar	400	300	200	100	25
Choque longitudinal - kgm	4,5	3,7	3,3	3,2	3,1	2,5
Choque transversal - kgm	3,3	2,7	2,6	2,3	2,6	2,4
Limite Escoamento kg/mm ²	27,35	25,08	24,54	23,92	22,94	22,28
Limite Resistência kg/mm ²	45,03	43,74	42,88	42,57	42,15	41,32
Alongamento %	34,34	32,84	32,06	32,37	32,38	31,59
Redução de área %	53,70	51,25	50,72	50,33	50,54	49,20

A tabela 6 mostra os resultados dos ensaios realizados. Desta tabela, para que ficasse mais clara a influência da velocidade de resfriamento nas propriedades mecânicas do aço estudado, foram confeccionados os gráficos das figuras 10, 11, 12 e 13.

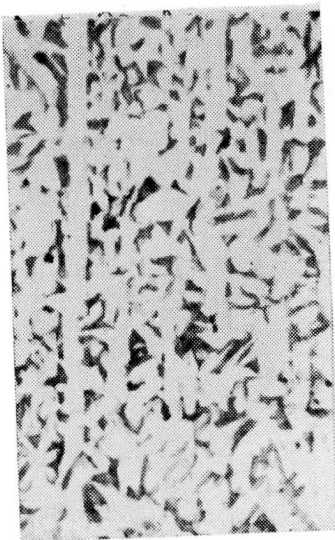
Os gráficos das figuras 10 e 11 mostram que, de um modo geral, as propriedades plásticas do aço diminuem progressivamente com a diminuição da velocidade de resfriamento. A temperatura de austenitização praticamente não influi no ensaio de tração que, como já foi dito, foi feito apenas com amostras transversais à direção de laminação. No ensaio de choque, a temperatura de austenitização teve maior influência, principalmente nas amostras longitudinais.



Aust. 1.000°C
Ar livre



Aust. 1.000°C
400°C/h

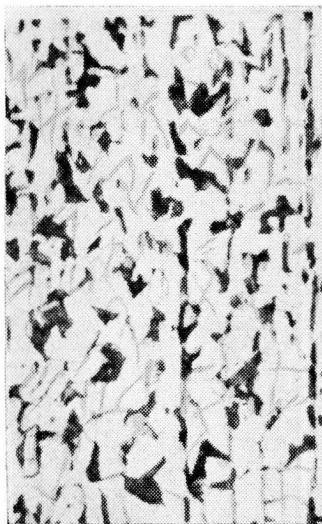


Aust. 1.000°C
300 C/h



Aust. 1.000°C
200°C/h

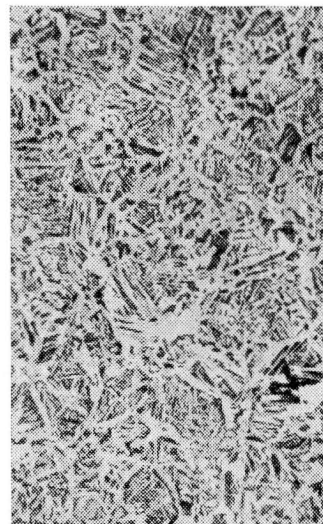
Fig. 9 — Variação da estrutura do material da corrida n.º 9. Aumento de 50 ×. Ataque com nital a 5%.



Aust. 1.000°C
100°C/h



Aust. 1.000°C
25°C/h



Aust. 930°C
Ar livre



Aust. 930°C
400°C/h

Fig. 9 — Variação da estrutura do material da corrida n.º 9. Aumento de 50 ×. Ataque com nital a 5%.



Aust. 930°C
300°C/h



Aust. 930°C
200°C/h



Aust. 930°C
100°C/h



Aust. 930°C
25°C/h

Fig. 9 — Variação da estrutura do material da corrida n.º 9. Aumento de 50 ×. Ataque com nital a 5%.

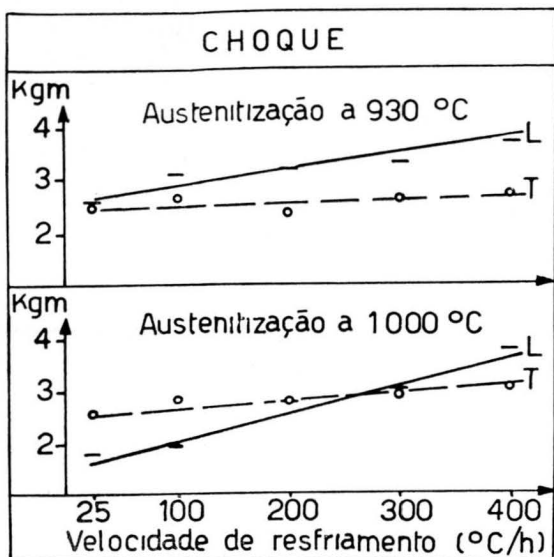


Fig. 10 — Influência da velocidade de resfriamento na resistência ao choque. Chapa da corrida 9. (L — corpo de prova longitudinal à direção de laminação; T — corpo de prova transversal à direção de laminação). Nota-se que a fragilidade ocorre progressivamente, à medida que a velocidade de resfriamento diminui.

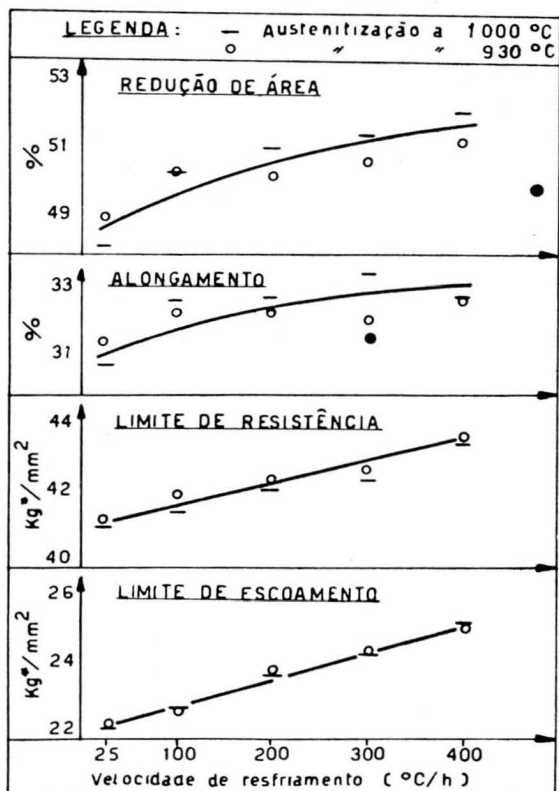


Fig. 11 — Influência da velocidade de resfriamento no ensaio de tração. Chapa da corrida 9. Vê-se que a temperatura de austenitização praticamente não influenciou. A fragilidade também aparece continuamente na redução de área e alongamento.

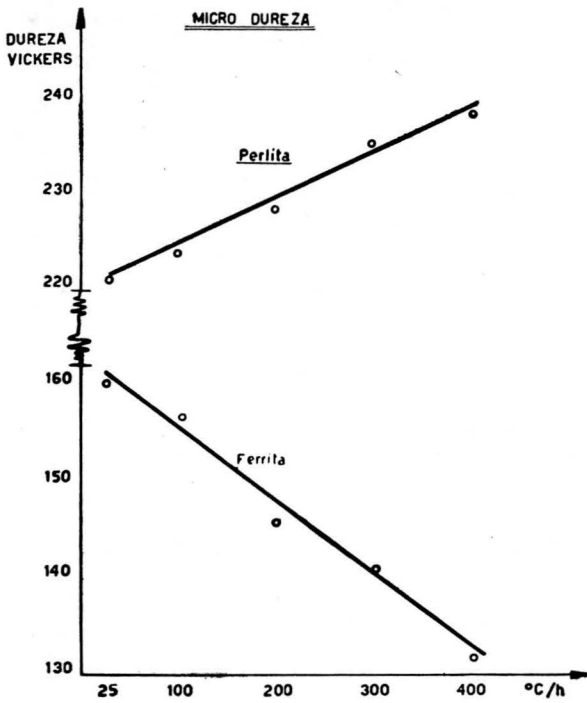


Fig. 12 — Influência da velocidade de resfriamento na micro-dureza da ferrita e da perlita. Chapa da corrida 9. Vê-se que a fragilidade é devida a ferrita, uma vez que sua dureza aumenta com a diminuição da velocidade de resfriamento.

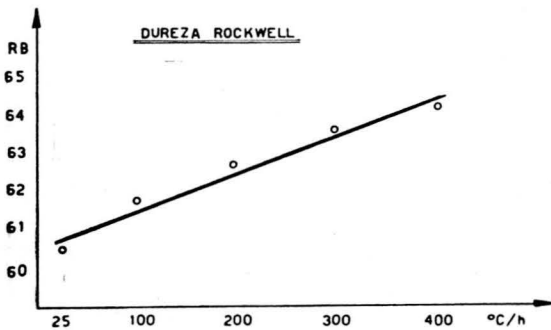


Fig. 13 — Influência da velocidade de resfriamento na dureza das amostras. Chapa da corrida 9.

Da tabela 6, como foi feito para a tabela 3, pode-se estabelecer um coeficiente que traduza um aumento de fragilidade com a diminuição da velocidade de resfriamento:

$$F = \frac{C_{ar} - C_t}{C_{ar}} \times 100,$$

onde F é o coeficiente de fragilidade expresso em %, C_{ar} o resultado do ensaio de choque das amostras resfriadas ao ar e C_t a resistência ao choque das amostras resfriadas com as diversas velocidades. Os valores do coeficiente de fragilidade estão na tabela 7 e no gráfico da figura 14.

TABELA 7

**Fragilidade das amostras em função da velocidade de resfriamento.
Amostras da corrida 9**

Velocidade de Resfriamento	Temperatura de Austenitização — 1.000°C	Temperatura de Austenitização — 930°C
400°C/h	32%	17%
300°C/h	46%	27%
200°C/h	50%	29%
100°C/h	66%	31%
25°C/h	68%	44%

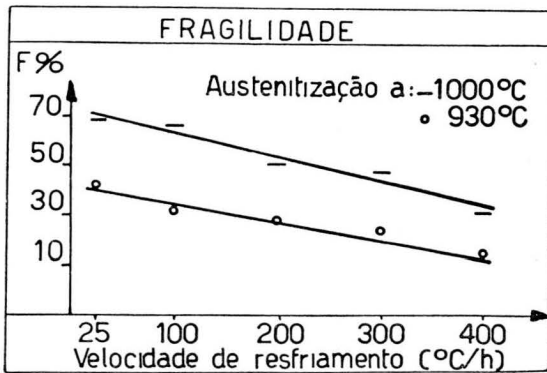


Fig. 14 — Fragilidade das amostras da corrida 9, em função da velocidade de resfriamento e da temperatura de austenitização.

Embora a fragilidade tenha sido calculada apenas para as amostras de choque retiradas na direção longitudinal à laminação, ela é verdadeira para o choque transversal, para a redução de área e para o alongamento. Isto pode ser constatado examinando-se os gráficos das figuras 10 e 11.

2.5. *Determinação da zona de ocorrência da fragilidade. Tentativa de explicação do fenômeno* — A primeira hipótese que se afigurou foi a de que este fenômeno seria semelhante ao da fragilidade de revenido, uma vez que esta fragilidade pode ser provocada pelo fósforo, principal causador da estrutura alinhada.

Para que se saísse do campo das hipóteses e se explicasse a origem da fragilidade ocorrida em todos os resfriamentos lentos, tornou-se necessário verificar em que temperatura se processava esse fenômeno. Para isso, usando o ensaio de choque, realizado com amostras da corrida 10, retiradas na direção longitudinal à laminação, traçou-se o seguinte programa de ensaio:

- 1.º — Após permanecerem por uma hora a 650°C, foram feitos os seguintes resfriamentos, esquematizados na tabela 8, juntamente com os resultados obtidos, médias de pelo menos três ensaios.

TABELA 8

Ensaio de choque das amostras aquecidas a 650°C

Item	Velocidade de resfriamento	Choque
a	25°C/h até 450°C, seguido de resfriamento ao ar	4,5 kgm
b	Ao ar livre até a temperatura ambiente	3,7 kgm

- 2.º — Após uma austenitização de 40 minutos a 930°C, foram feitos vários tipos de resfriamentos, esquematizados na tabela 9, juntamente com os resultados obtidos, médias de pelo menos três ensaios.
- 3.º — Nas amostras austenitizadas a 930°C, que sofreram resfriamento de 25°C/h, tirou-se micro-dureza da ferrita da faixa e da ferrita localizada entre os grãos de perlita, como mostra a figura 15. Os resultados obtidos acham-se na tabela 10.

TABELA 9

Ensaio de choque das amostras austenitizadas a 930°C

Item	Velocidade de resfriamento	Choque
a	Ao ar livre até a temperatura ambiente	4,6kgm
b	100°C/h até a temperatura de 450°C, seguido de resfriamento ao ar	3,1 "
c	25°C/h até a temperatura de 450°C, seguido de resfriamento ao ar	2,9 "
d	Ao ar durante 1,5 min. 2 horas a 650 °C. Ar <u>li</u> vre até temperatura ambiente	3,4 "
e	Ao ar durante 1,5 min. 2 horas a 600 °C. Ar <u>li</u> vre até temperatura ambiente	3,4 "
f	Ao ar durante 1,5 min. 2 horas a 550 °C. Ar <u>li</u> vre até temperatura ambiente	3,8 "
g	Ao ar durante 1,5 min. 2 horas a 500 °C. Ar <u>li</u> vre até temperatura ambiente	3,8 "
h	Ao ar durante 1,5 min. 2 horas a 450 °C. Ar <u>li</u> vre até temperatura ambiente	4,0 "
i	25°C/h até a temperatura de 700°C, seguido de resfriamento ao ar	3,4 "

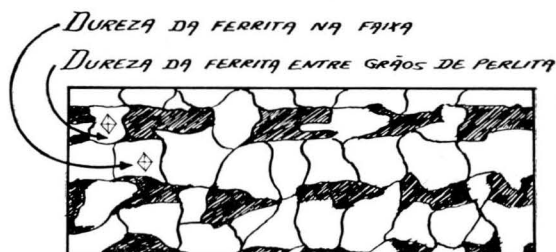


Fig. 15 — Desenho indicando o local onde se tiraram as micro-durezas.

TABELA 10

Micro-dureza da ferrita

Local	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Ferrita da faixa	164	160	155
Ferrita entre os grãos de perlita	141	134	135

Pelos resultados dos ensaios de choque, apresentados na tabela 8, verifica-se que um resfriamento lento a partir de 650°C não provoca o aparecimento da fragilidade, pelo contrário, aumenta a ductilidade do material. Êste fato elimina a hipótese de fragilidade de revenido.

Pelos resultados dos ensaios de choque apresentados na tabela 9, verifica-se:

- 1.º — Que o material desta corrida, da mesma maneira que as anteriores, também apresenta o aparecimento de uma fragilidade, tanto maior quanto menor a velocidade de resfriamento (itens *a*, *b* e *c*).
- 2.º — Que a fragilidade não ocorre com a permanência prolongada das amostras nas temperaturas de 450°C, 500°C, 550°C, 600°C e 650°C (itens *d*, *e*, *f*, *g* e *h*).
- 3.º — Que a fragilidade tem início em temperatura acima da zona crítica e que continua a aumentar, mesmo abaixo de 700°C (itens *a*, *c* e *i*).

Pelos resultados dos ensaios de micro-dureza, representados na tabela 10, pode-se constatar que é a ferrita do alinhamento a causadora da fragilidade, uma vez que é mais dura que a localizada entre os grãos de perlita. Êste fato permite afirmar que o fósforo, presente em muito maior quantidade na ferrita da faixa, seja o causador desta fragilidade.

Examinando-se os diagramas Fe-P e Fe-C da figura 16, pode-se tentar explicar o fenômeno da fragilidade:

O fósforo segrega nas regiões interdendríticas, que são alongadas durante a laminação do aço, vindo a se constituir em faixas que podem apresentar elevado teor neste elemento. O ferro puro, sob a forma Fe α , dependendo da temperatura, pode manter em solução sólida até 2,8% de fósforo, como se vê no diagrama. Acredita-se que o aço, na forma austenítica, possa dissolver uma quantidade de fósforo, na mesma temperatura, muito menor, devido a presença de carbono, manganês, silício, etc., em solução sólida. Na temperatura de 700°C, de acôrdo com o diagrama, o ferro puro pode dissolver apenas 1,9% e, ainda, devido a solubilidade de outros elementos presentes, acredita-se que o aço dissolva, nesta temperatura, uma quantidade de fósforo muito menor. À medida que o resfriamento se processa e o aço atravessa o ponto crítico Ar₃, inicia-se a separação da ferrita que irá se formar nas zonas ricas em fósforo, uma vez que êste elemento eleva a temperatura de transfor-

mação $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$. À medida que a ferrita vai se formando e a temperatura vai baixando, esta ferrita vai ficando super saturada em fósforo, que é expulso da solução sólida sob a forma de Fe_3P . Abaixo do ponto Ar_1 , a precipitação de fosfeto de ferro torna-se menor, pois a linha de solubilidade do fósforo aproxima-se assintoticamente do eixo das temperaturas, como pode ser observado no diagrama Fe-P. Quanto maior a velocidade de resfriamento, maior será a dificuldade para se realizar a precipitação, uma vez que a mesma verifica-se no estado sólido, necessitando por isto de tempo para que possa ocorrer.

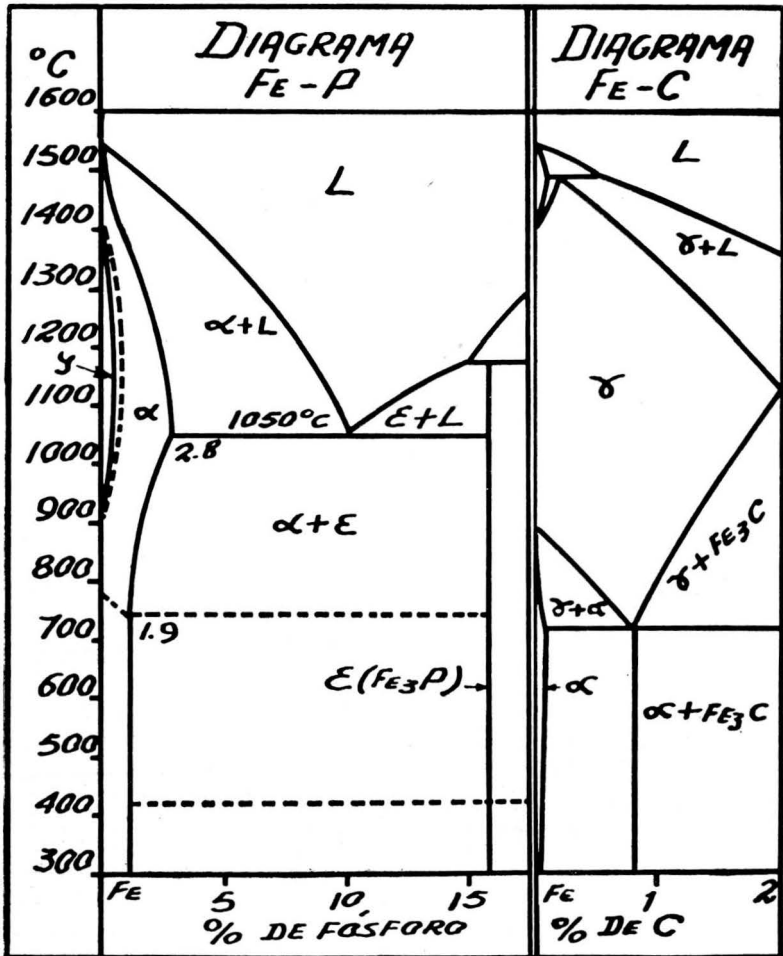


Fig. 16 — Diagramas Fe-P e Fe-C. (Transcrito do «Metal's Handbook»).

Uma precipitação com velocidade de resfriamento lenta, normalmente tem lugar no contôrno dos grãos. Como o exame micrográfico não conseguiu identificar esta precipitação e como a micro-dureza tirada na periferia e no centro de um mesmo grão de ferrita não apresenta praticamente variação, supõe-se que, neste caso, a precipitação se verifique nos planos de escorregamento dos grãos de ferrita das faixas ricas em fósforo.

Convém salientar que o exposto não passa de uma hipótese que procura dar uma explicação ao fenômeno da fragilidade, apresentada pelo aço em estudo. Todavia, embora não possa ser provada, explica satisfatoriamente todos os resultados dos ensaios realizados neste trabalho.

2.6. *Tentativas de eliminação da estrutura alinhada* — Para que se tivesse um maior índice de alinhamento possível, foram usadas as amostras referentes à corrida 8, onde somente a parte central da chapa foi aproveitada, por ser a zona de maior segregação. Um exame prévio na estrutura das amostras revelou que a maior parte da chapa apresentava grande índice de alinhamento (fig. 17). Apenas estas amostras foram utilizadas para que se tivesse certeza da presença da estrutura alinhada. Para a tentativa de eliminação da estrutura alinhada foram usados dois métodos: o primeiro constou de um recozimento clássico, em temperaturas elevadas, tempo de encharque demorado e resfriamento controlado. Este método é indicado pela corrente liderada por Oberöffer. O segundo constou de uma têmpera seguida de revenido. Os ensaios obedeceram o seguinte programa:

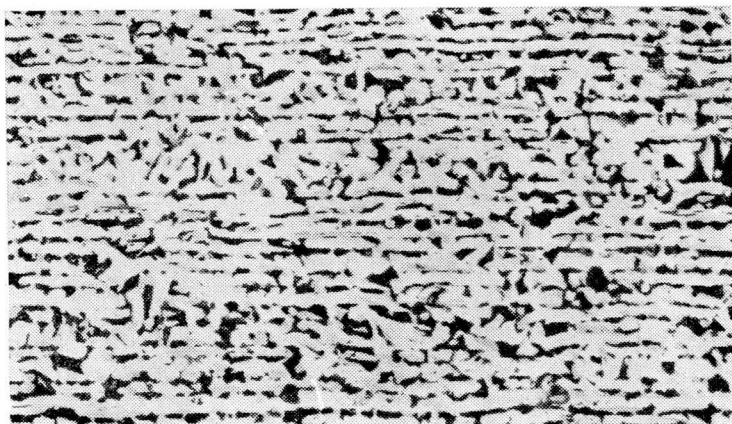


Fig. 17 — Material da corrida 8, com forte alinhamento. Bruto de laminação. Aumento de 100 \times . Ataque com nital a 5%.

1.º — *Recozimento clássico (homogeneização):*

- a) Austenitização das amostras — 900°C, 1.000°C e 1.100°C.
- b) Tempo de encharque — 1, 2 e 3 horas.
- c) Velocidade de resfriamento — 300°C/h até a temperatura de 400°C, quando então as amostras foram retiradas do forno.
- d) Fizeram-se ensaios de dureza e examinou-se a estrutura de tôdas as amostras.
- e) Fez-se ensaio de choque nas amostras que tiveram 2 horas de encharque.
- f) Cada ensaio foi realizado pelo menos 3 vêzes para que se tivesse confirmação.

2.º — *Têmpera seguida de revenido:*

- a) Os corpos de prova foram austenitizados nas temperaturas de:

1 — 840°C	2 — 860°C	3 — 890°C
4 — 920°C	5 — 950°C	6 — 980°C
7 — 1000°C	8 — 1020°C	9 — 1040°C
10 — 1060°C	11 — 1080°C.	

- b) Nestas temperaturas, permaneceram encharcando durante 50 minutos.
- c) Foram temperados em água na temperatura ambiente.
- d) Foram revenidos a 650°C, permanecendo 45 minutos nesta temperatura, sendo então resfriados a 300°C/h até a temperatura de 400°C, quando então foram retirados do forno e deixados ao ar livre.
- e) Os tratamentos acima foram realizados 3 vêzes para que se tivesse confirmação.
- f) Fez-se ensaio de choque apenas nas amostras austenitizadas nas temperaturas de 860°C, 950°C e 1.040°C. Foram examinadas as estruturas de tôdas as amostras e fotografadas uma de cada uma das temperaturas acima. Tirou-se dureza de tôdas as amostras.

Os resultados obtidos foram os seguintes:

1.º — *Recozimento clássico (homogeneização):*

- a) Exame da estrutura — Verificou-se que houve uma eliminação progressiva com a temperatura e o tempo de encharque da estrutura alinhada. As amostras recozi-

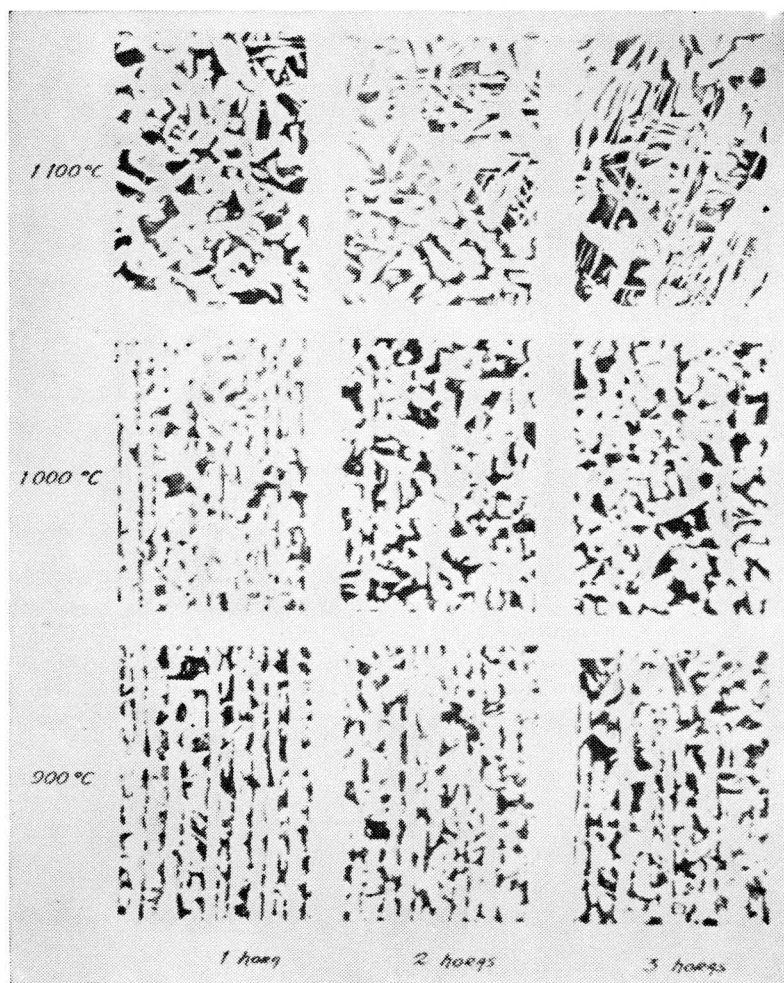


Fig. 18 — Eliminação da estrutura alinhada, por meio de um recozimento clássico.

das a 1.100°C apresentam estrutura de Windmannstätten progressiva com o tempo de encharque. As fotos da figura 18 representam o conjunto de cada grupo de 3 ensaios repetidos e evidenciam com clareza a influência da temperatura de austenitização bem como o tempo de encharque na destruição da estrutura alinhada.

- b) Resultado dos ensaios mecânicos — A tabela 11 mostra os resultados obtidos.

TABELA 11

Ensaio mecânicos das amostras homogeneizadas

Temperatura de austenitização	900°C			1.000°C			1.100°C		
	1 h	2 h	3 h	1 h	2 h	3 h	1 h	2 h	3 h
Choque longit. kgm		3.35			3.25			3.50	
Choque transv. kgm		2.35			2.90			3.45	
Dureza — R _B	65.2	64.8	64.1	63.8	63.7	63.0	62.4	62.2	62.1

Os gráficos das figuras 19 e 20 traduzem melhor os resultados acima.

2.º — *Têmpera seguida de revenido:*

- a) Exame da estrutura: Independentemente da temperatura de austenitização, pode-se dizer que no que se refere ao alinhamento, houve uma eliminação quase que total, permanecendo apenas alguns vestígios em área com muitas inclusões. As fotos das figuras 21, 22 e 23 traduzem e representam bem todo o conjunto.

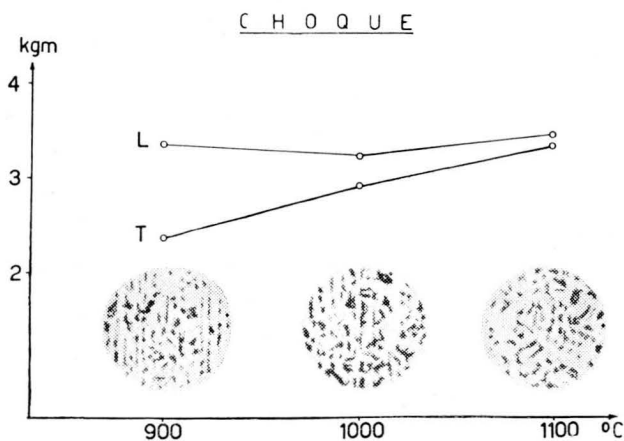


Fig. 19 — Melhoria da homogeneidade direcional do material, traduzida pela comparação da estrutura com os ensaios de choque.

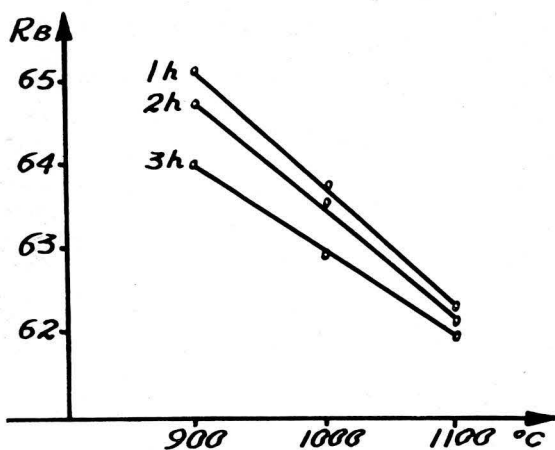


Fig. 20 — Dureza em função da temperatura e tempo de encharque.



Fig. 21 — Austenitização a 860°C, seguida de têmpera em água e revenido a 650°C. Aumento de 100 ×. Ataque com nital a 5%.

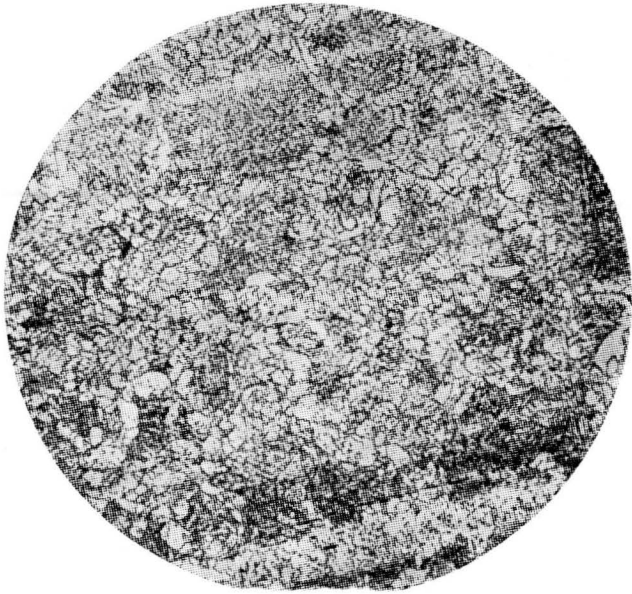


Fig. 22 — Austenitização a 950°C, seguida de têmpera em água e revenido a 650°C. Aumento de 100 ×. Ataque com nital a 5%.

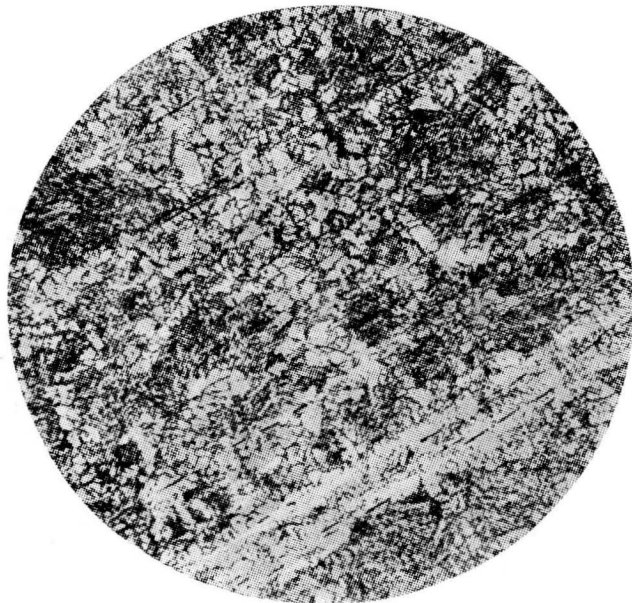


Fig. 23 — Anstenitização a 1.040°C, seguida de têmpera em água e revenido a 650°C. Aumento de 100 ×. Ataque com nital a 5%.

- b) Resultados dos ensaios mecânicos: A tabela 12 apresenta êstes resultados.

TABELA 12

Resultados dos ensaios mecânicos realizados com a chapa da corrida 8, no método de têmpera seguida de revenido

Temperatura °C	840	860	890	920	950	980	1000	1020	1040	1060	1080
Dureza — R _B	79	83	84	81	81	82	81	81	82	78	73
Choque longit.		4,4				4,6			4,3		
Choque transv.		3,5				3,9			3,4		

Os gráficos das figuras 24 e 25 representam melhor os valores assinalados na tabela 12.

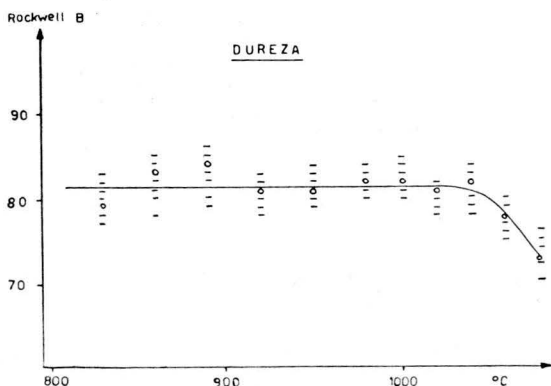


Fig. 24 — Dureza das amostras da corrida 8, temperadas e revenidas.

*

Vê-se claramente pelos resultados obtidos, que um recozimento em alta temperatura (no caso 1.100°C), pode vir a diminuir o alinhamento da estrutura, de conformidade com as idéias da corrente liderada por Oberhoffer, P.⁷, que diz ser possível a eliminação, com um tratamento térmico dêste tipo.

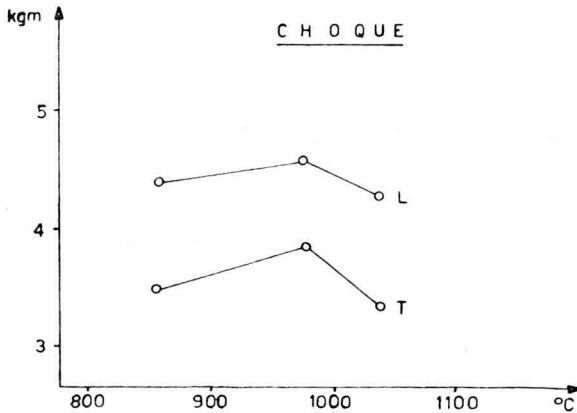


Fig. 25 — Resultado dos ensaios de choque das amostras da corrida 8, temperadas e revenidas a 650°C.

As amostras austenitizadas a 1.100°C, apresentam uma crescente ocorrência, com o tempo de encharque, de estrutura Widmannstätten, devido ao aquecimento muito acima da linha crítica, o que provoca um aumento na granulação, fator fundamental para a precipitação de ferrita ao longo dos planos cristalográficos octaédricos da austenita.

Os ensaios de choque das amostras longitudinais e transversais à direção de laminação, mostraram, mais uma vez, a influência direcional do alinhamento, uma vez que à medida que êle foi sendo eliminado, o ensaio das amostras transversais se aproximou das longitudinais, sendo que a 1.100°C os Valores são quase iguais (fig. 19).

É de se lamentar que os melhores resultados tenham sido conseguidos com temperatura tão elevada, o que torna o método pouco industrial, em virtude da grande formação de carepa e descarbonetação, que se sente presente pela queda de dureza verificada com o aumento de temperatura e tempo de encharque (fig. 20). Para que o método pudesse ser aplicado industrialmente, seria necessário o emprêgo de fornos com atmosfera controlada.

No método da têmpera seguida de revenido, o carbono que se achava homoganeamente distribuído na austenita, devido sua alta solubilidade, não tem tempo de se difundir e, portanto, ter-se-á uma eliminação da estrutura alinhada que, no entanto, permanece em estado potencial, podendo reaparecer caso haja uma nova austenitização seguida de um resfriamento lento.

Pode-se então concluir que o fósforo é o principal responsável pelo alinhamento no aço. É evidente, contudo, que os demais elementos solúveis na fase, como o arsênico e o oxigênio, poderiam produzir um efeito análogo.

O método de têmpera seguida de revenido deixou algumas faixas mais pobres em sorbita-perlita, faixas estas onde sempre se vê a existência de inclusões (sulfetos), o que permite concluir a hipótese de ser a inclusão, no caso, a causa desta faixa ("Ghost-line").

Apesar da existência de "Ghosts", as amostras mostraram uma melhoria de homogeneidade traduzida pelo ensaio de choque (fig. 25). No que se refere ao alinhamento, a estrutura das amostras praticamente não variou; as fotografias das figuras 21, 22 e 23 representam bem todo o conjunto. No gráfico da figura 24, vê-se que a dureza praticamente não variou, exceto a partir de 1.060°C, quando a descarbonetação tornou-se mais acentuada, o que fez com que ela caísse bruscamente.

3. CONCLUSÕES

Terminando o presente trabalho, pode-se dizer que o aparecimento de estrutura alinhada em aços semi-acalmados, ainda que com baixo fósforo, está intimamente ligado à velocidade de resfriamento, desde a zona austenítica até a temperatura ambiente. Um resfriamento lento provoca não só um forte alinhamento, mas também, u'a maior heterogeneidade direcional nas propriedades mecânicas das chapas grossas laminadas a quente.

É interessante salientar que, um aumento na intensidade de alinhamento, ocasionado pela diminuição da velocidade de resfriamento, provoca sensível queda nas propriedades plásticas do aço, especialmente na resistência ao choque. Um fato geralmente conhecido por todos, é que um resfriamento lento, ao contrário do que se passou neste trabalho, aumenta a ductilidade do aço. Elaborou-se uma explicação para este fenômeno, através da precipitação de fosfetos, nas faixas ferríticas ricas em fósforo.

Fizeram-se ainda umas ligeiras sugestões de métodos para a eliminação da estrutura alinhada nos aços, que, como ficou evidenciado neste trabalho, é de capital importância na fabricação de aços laminados.

Agradecimentos

O autor agradece à Direção da Companhia Siderúrgica Nacional, pela possibilidade de elaboração e publicação deste trabalho, bem como ao Chefe e Sub-Chefe do Departamento de Pesquisas e a todos os Serventuários que nele colaboraram direta ou indiretamente. Agradece ainda, ao Corpo Docente da Escola Nacional de Engenharia, os ensinamentos ministrados no decorrer de seu curso.

BIBLIOGRAFIA

1. IRSID — *“Coulée de l'acier — Cahier I — Les cahiers du Cessid”*. Metz, 1958.
2. BASTIEN, P.; ROQUES, C.; DUBOIS, C. — *Revue Metalurgie* ns. 4 e 11, págs. 275 a 290 e 281 a 339; Paris, 1950 e 1953.
3. DEMAKOWA, A. W.; TARASOVA, L. P.; BARANOVA, Z. I. — *Stall*, n.º 12; Moscou, 1960.
4. KONTOROWICH, I. E. — *“Tratamento térmico”*. Moscou, 1945.
5. HOYT, S. L. — *“Metallography”*. Part II, págs. 278-279. Mc Graw-Hill; Nova Iorque.
6. PLOCKINGER, E.; RANDAK, A. — *“Stahl u. Eisen”*. British Iron & Steel Industry Translation Service, págs. 1041-1058; Londres, 1959.
7. GOERENS, P. — *“Einführung in die Metallographie”*. Halle, 1948.
8. COLPAERT, H. — *“Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns”*. Boletim n.º 40 do I.P.T.; São Paulo, 1951.
9. SAUVEUR, A. — *“The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel”*. Mc Graw Hill; Nova Iorque, 1938.
10. BRICK and PHILLIPS — *“Structure and Properties of Alloy”*s. Mc Graw Hill; Nova Iorque, 1948.
11. BRIGGS, C. W. — *“The Metallurgy of Steel Castings”*. Mc Graw-Hill; Nova Iorque, 1946.
12. KASHENKO, H. A. — *“Bases da Metalografia”*. Metalurgisdat; Moscou, 1950.