

## ABSTRACT

Since the mid 1970's there has been a steady growth in the demand for API linepipe steels. The quality requirements also became more stringent with the emergence of oil and gas transmission projects which called for large diameter pipe with strength levels above X56 grade.

In this period USIMINAS developed and perfected process techniques to produce linepipe steels up to API X70 grade destined to both the domestic and export markets.

The paper describes briefly the process route adopted by USIMINAS to produce plate for high strength large diameter API linepipe. Comments are given of the chemical compositions used and mechanical properties achieved in API steels including those with special characteristics such as acicular ferrite grades and steels resistant to hydrogen induced cracking (HIC).

=====ACOES BIFÁSICOS LAMINADOS A QUENTE: SITUAÇÃO ATUAL E PERSPECTIVAS (1)

Autor:

Antonio Augusto Gorni (2)

R E S U M O

Realizou-se neste trabalho uma revisão bibliográfica sobre o desenvolvimento e aplicação industrial do aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo laminado a quente. Foi apresentada a evolução deste tipo de aço desde a sua criação e os estudos sobre o efeito dos elementos de liga e da deformação sobre seu diagrama TRC, bem como dados sobre seu processo industrial e os resultados obtidos em diversas usinas. Verificou-se que, apesar da falta de conhecimento básico sobre as características de sua transformação a liga ao Mn-Si-Cr-Mo ainda é uma alternativa viável para a produção de aço bifásico laminado a quente em Laminadores de Tiras a Quente relativamente pouco sofisticados.

- (1) Contribuição Técnica a ser apresentada no II Encontro de Tecnologia e Utilização dos Aços Nacionais, em maio de 1987 - RJ.
- (2) Engenheiro de Desenvolvimento do Núcleo de Pesquisas Tecnológicas da COSIPA.

## 1 - INTRODUÇÃO

A constante preocupação da indústria automobilística quanto a redução do peso dos veículos levou ao desenvolvimento dos chamados aços bifásicos ("dual phase"), os quais apresentam microestrutura constituída de matriz ferrítica com 15 a 20% de martensita dispersa na forma de ilhotas. Isto propicia um comportamento mecânico peculiar cujas principais características são (1,2):

- alta taxa de encruamento ( $n = 0,2$  a  $0,3$ );
- ausência de ponto de escoamento;
- baixa relação limite de escoamento/limite de resistência (0,5 a 0,6);
- limite de escoamento a 0,2% entre 400 a 500 MPa;
- limite de resistência entre 600 a 800 MPa;
- alongamento total igual ou superior a 25%.

Uma alternativa para a produção de aço bifásico em laminadores de Tiras a Quente relativamente pouco sofisticados, como os pertencentes às Gerações I e II, está na utilização de uma liga de composição 0,06-0,08% C; 1,0% Mn; 1,0% Si; 0,4% Mo e 0,4% Cr (1). Tal composição apresenta grande interesse atual para a Siderurgia Brasileira, pois permite a fabricação de aço bifásico com alterações mínimas no processo de laminação convencional.

Entretanto, deve-se levar em conta o histórico deste tipo de aço. Seu desenvolvimento inicial, efetuado sob bases empíricas, entusiasmou os produtores de aço na Europa e Estados Unidos no início da década de 80, os quais passaram a produzi-lo em escala comercial sem efetuar pesquisas básicas sobre sua transformação durante o processamento. Os resultados assim obtidos não foram animadores devido à grande instabilidade das propriedades mecânicas e má soldabilidade (7). Apesar disso, diversas usinas continuaram realizando estudos sobre este tipo de material, acabando por desenvolver composições alternativas adequadas ao equipamento mais sofisticado de que dispõem (7,8,23).

O objetivo deste trabalho é sintetizar o desenvolvimento realizado sobre o aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo, visando a estabelecer o "estado da arte" atual. Tal conhecimento prévio tem fundamental importância para o desenvolvimento que está sendo efetuado na COSIPA sobre os aços bifásicos laminados a quente visando à sua produção sob as condições atuais de operação, bem como fornecer subsídios para o desenvolvimento de novos tipos de aço quando se dispuser de maior grau de sofisticação no laminador de Tiras a Quente.

## 2 - FUNDAMENTOS METALÚRGICOS DA LAMINAÇÃO DOS AÇOS BIFÁSICOS

### 2.1 - Introdução

As características fundamentais para que um aço apresente estrutura bifásica após a laminação a quente são (1):

- Obtenção de microestrutura com 80-90% de ferrita poligonal durante o resfriamento acelerado após laminação;
- Evitar a transformação da austenita remanescente em bainita;
- Promover a transformação da austenita remanescente em martensita durante o resfriamento lento posterior.

Logo, o principal desafio a ser vencido foi encontrar uma combinação de composição química e processamento que gerasse uma grande quantidade de ferrita poligonal e ilhas de martensita no mesmo material. A solução encontrada foi:

- Promover balanceamento entre:
  - Aceleração da reação ferrítica pela deformação da austenita, baixo teor de C e alto teor de Si;
  - Retardamento da reação perlitica pelo Mo, Mn e Cr.
- Estabilização das ilhas de austenita enriquecidas de C a fim de se evitar a transformação imediata em bainita na faixa de temperaturas de bobinamento (510-620°C), viabilizando desse modo a formação de martensita a uma temperatura inferior.

O primeiro aço deste tipo foi desenvolvido em 1977 (1) e sua composição química era 0,065% C; 1,19% Mn; 0,87% Si; 0,38% Mo e 0,61% Cr. Seu diagrama TRC pode ser visto na figura 1. Nota-se que ele se caracteriza por um "nariz" alongado de transformação ferrítica, retardamento na formação de perlita e uma baía de austenita metaestável entre o campo ferrítico e bainítico. Tal campo metaestável permite uma flutuação de 85 a 110°C na temperatura de bobinamento, pois neste estágio do processamento o material não deverá sofrer transformação de fases.

A produção deste tipo de aço sob condições industriais revelou grande instabilidade das propriedades mecânicas, de usina para usina e mesmo entre bobinas produzidas nas mesmas instalações. Isto motivou a realização de diversos estudos para se esclarecer a influência dos elementos de liga e da deformação sobre o comportamento do material durante a laminação a quente.

Tais estudos mostraram que um dos parâmetros mais importantes na obtenção da estrutura bifásica é o intervalo de tempo necessário para a formação de 85% a 100% de ferrita no material laminado durante o resfriamento acelerado. Tal intervalo de tempo corresponde no diagrama TRC convencional ao segmento entre 75% e 100% de ferrita. Tal diferença no teor mínimo de ferrita se deve a aceleração que a deformação promove sobre a reação ferrítica.

Quanto maior for este intervalo de tempo - o qual é denominado "janela de bobinamento" - mais fácil será a produção do aço bifásico, pois a microestrutura desejada poderá ser obtida dentro de uma faixa mais ampla de velocidades de resfriamento (3,6).

#### 2.2 - Efeito dos Elementos de Liga

O principal papel do C nos aços bifásicos laminados a quente é controlar o volume da segunda fase martensítica e portanto sua resistência mecânica. Pode-se verificar a forte dependência das propriedades mecânicas do aço bifásico em função do teor de C na figura 2 (9). De fato, considerando-se um dado aumento no teor de C o aumento da resistência mecânica no aço bifásico é cerca de quatro vezes superior ao verificado em aço ferrítico-perlítico convencional. Isto é compreensível pois nos aços bifásicos o aumento do teor de C promove maior aumento da quantidade de martensita do que o de perlita nos aços convencionais; além disso, a martensita é mais dura que a perlita (13). Ademais, acredita-se que teores desse elemento acima de 0,07% reduzem a chamada "janela de bobinamento" (3,6).

A redução do teor de Mn reduz a temperabilidade do aço, favorecendo a formação de ferrita poligonal. Seu teor pode ser ajustado conforme as condições operacionais do laminador em uso (3,6). A figura 3 mostra seu efeito no diagrama TRC dos aços bifásicos para um caso específico (10).

O efeito do Cr, Mo e Si sobre o diagrama TRC dos aços bifásicos pode ser visto na figura 4 (3,6,10,11). A avaliação dos efeitos destes elementos e liga foi feita a partir de sua influência sobre a "janela de bobinamento".

O Cr afeta muito pouco a "janela de bobinamento". De fato, tal elemento não é fundamental para a formação de ferrita durante o resfriamento acelerado. Entretanto, ele tem papel fundamental para o aumento da estabilidade (ou temperabilidade) da austenita remanescente no decorrer do resfriamento após o bobinamento (3,6).

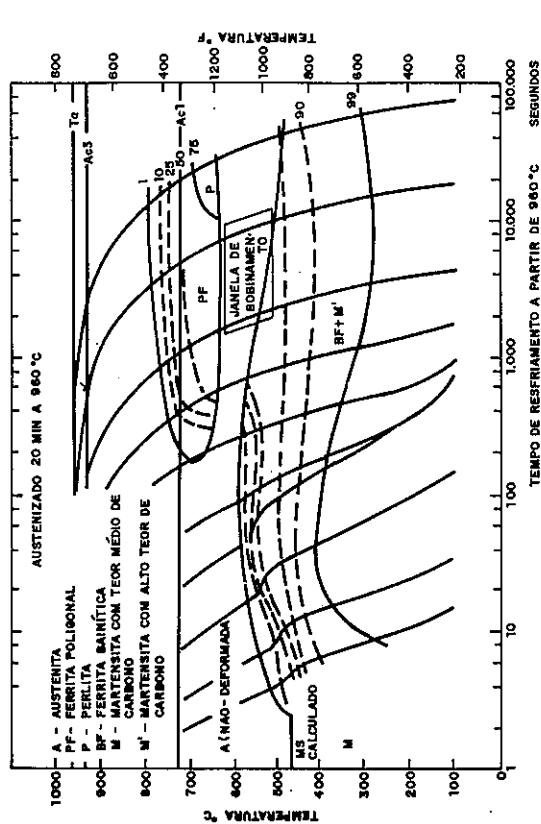


FIG.1 - DIAGRAMA CCT PARA AÇO BIFÁSICO COM 0,065% C, 1,19% Mn, 0,87% Si, 0,38% Mo, 0,61% Cr, 0,064% Al (1)

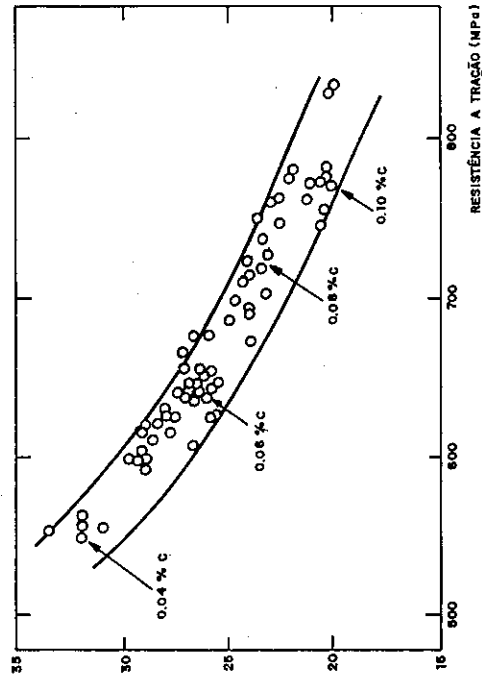


FIG.2 - RELAÇÃO ENTRE A RESISTÊNCIA A TRAÇÃO/ALONGAMENTO TOTAL CONSOLIDADO -SE DIVERSOS TEORES DE CARBONO (9)

O Mo retarda de forma mais efetiva a reação perlitica do que a ferritica (3,6), o que na prática se traduz por grande ampliação da "janela de bobinamento". Seu papel no sentido de se aumentar a estabilidade da austenita também é maior do que o Cr.

Quanto ao Si foi verificado que há um teor máximo desse elemento que promove um máximo na extensão da "janela de bobinamento". Teores acima de 1,5% promovem efeito inverso de temperabilidade, acelerando as reações ferrítica e perlitica, esta última em menor grau, o que restringe a "janela de bobinamento"; verificou-se também expansão do campo bainítico dos diagramas TRC (3,6). Além disso o Si contribui para o aumento da utilidade da ferrita e do coeficiente de encruamento "n", pois o Si solubilizado na ferrita restringe a movimentação dos sistemas de escorregamento das discordâncias (13).

Foram ainda pesquisadas composições alternativas ao B, Nb ou V (4,11,14), mas as características de transformação destes tipos de aço não são adequadas para a obtenção de estrutura bifásica.

2.3 - Efeito da Deformação

Já o efeito da deformação sobre as características de transformação do aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo ainda é controvertido, provavelmente pela dificuldade de se simular em laboratório as reais condições de deformação e evolução de temperatura que ocorrem na laminação de Tiras a Quente.

De uma forma geral foi constatado que a deformação da austenita metaestável acelera a reação ferrítica, ou seja, o "nariz" de ferrita do diagrama TRC se desloca para a esquerda. Além disso ocorre retração do campo de transformação bainítica. Tais efeitos podem ser vistos na figura 5. Foi verificado também que a aceleração da reação ferrítica é mais efetiva nos aços cujos diagramas TRC apresentam as reações ferrítica e bainítica separadas por uma baía de austenita metaestável, que é justamente o caso dos aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo (15).

Entretanto, o grau em que tal aceleração ocorre ainda é motivo de polêmica. A tabela I mostra os diversos resultados obtidos por diversos autores (1,2,4,5,12).

Tal aceleração da região ferrítica foi atribuída à formação de discordâncias devido à deformação. Entretanto, tal aumento por si só não justifica tal aceleração pois ele é muito pequeno. Entretanto, ele

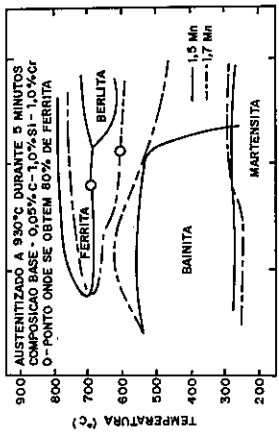


FIG. 3 - EFEITO DO AUMENTO DO TEOR DE Mn NA TRANSFORMAÇÃO DO AÇO BIFÁSICO (10)

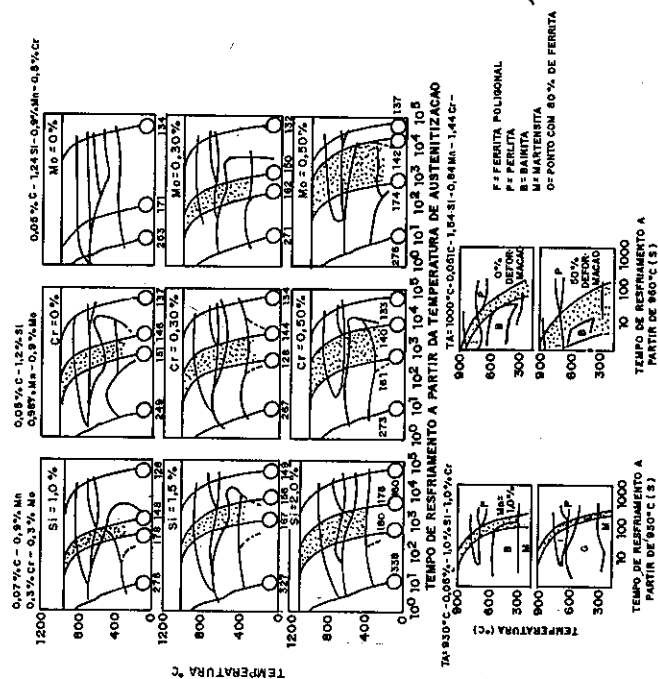
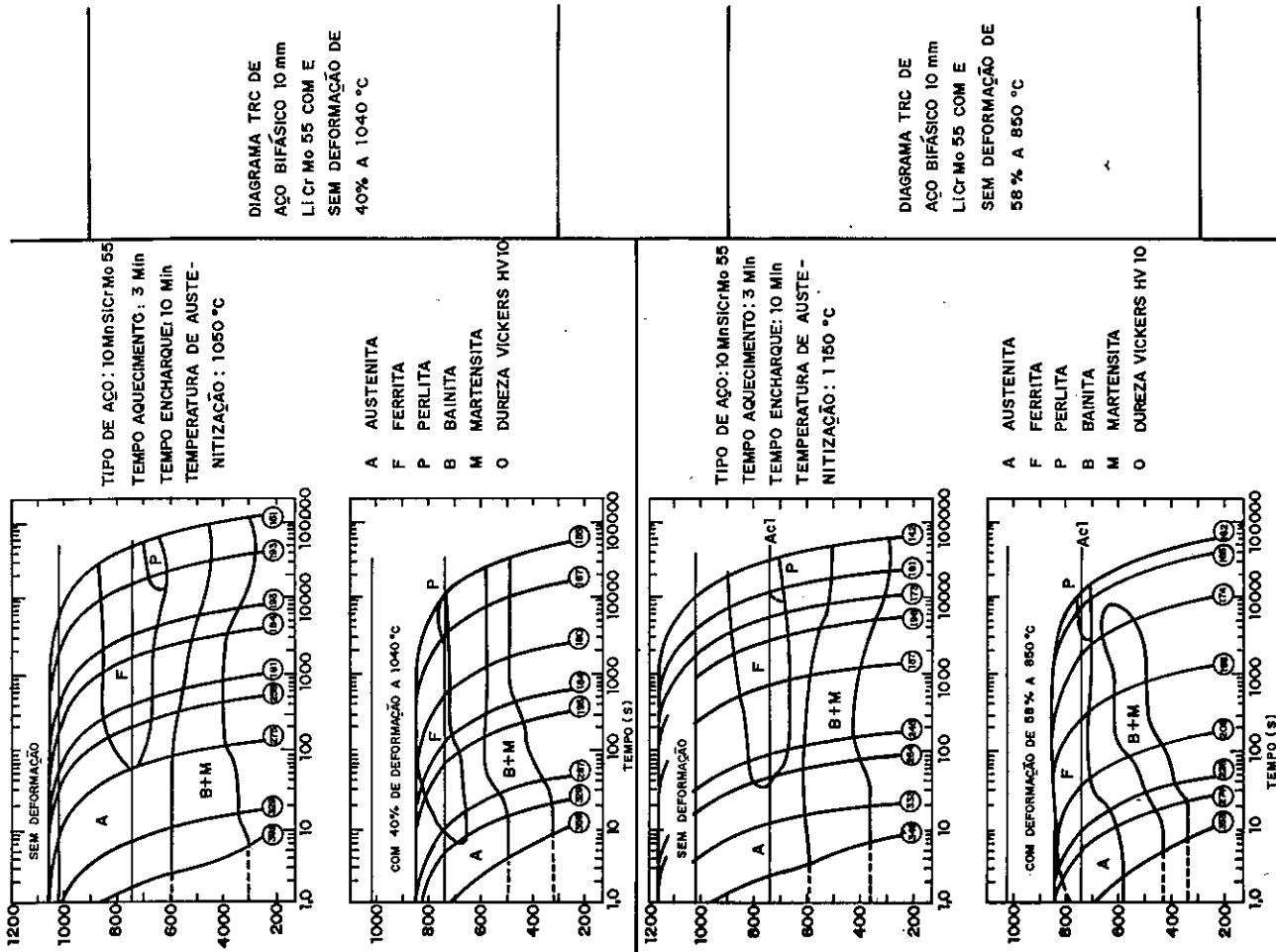


FIG. 4 - ALARGAMENTO DA JANELA DE RESFRIAMENTO PARA AÇOS BIFÁSICOS PROMOVIDO PELOS ELEMENTOS DE LIGA E DEFORMAÇÃO (11)



PESQUISADOR	ENSAIO	ACELERAÇÃO
COLDREN (1)	Laminação Laboratorial e Industrial	35 - 100
SIMON (2)	Tração a Quente	1,01 - 1,06
ANNELLI (4)	Laminação Laboratorial	3 - 5
JONAS (5)	Torção a Quente	3 - 20
VLAD (12)	Dilatômetro com Compressão a Quente	8 - 20

Tabela I

Resultados Experimentais sobre Aceleração da Reação Ferrítica pela Deformação.

FIG. 5 - DIAGRAMAS TRC DE AÇO BIFÁSICO DIN 10 Mn Si Cr Mo 55 (12)

favorece a difusão canalizada, facilitando assim a partição de elementos de liga que ocorre durante a reação austenita → ferrita. Como se via de se esperar, a ocorrência de recristalização após a deformação diminui a densidade de defeitos do material, afetando a difusão canalizada e anulando, ainda que parcialmente, o efeito da aceleração na formação da ferrita (5).

#### 2.4 - Características da Microestrutura

Os microconstituintes formados neste tipo de aço são basicamente ferrita poligonal, perlita, produtos de transformação bainítica e martensítica com alto teor de C. Este último constituinte se forma a baixas temperaturas (cerca de 400°C) com taxas intermediárias de resfriamento, quando ocorreu a formação de pelo menos 25% de ferrita poligonal. A região de transição entre os produtos de transformação bainítica e martensítica é de difícil determinação (6).

A morfologia da bainita que se forma nestes aços é diferente da que se observa na transformação da bainita superior. Ao invés de se terem carbeto entre as placas de ferrita o que se observa nos aços bifásicos é um constituinte martensítico, o qual é típico dos aços de baixo C ao Si-Cr-Mo (6). Por isso, tal constituinte foi denominado "ferrita bainítica mais martensita".

#### 3 - PRODUÇÃO INDUSTRIAL DO AÇO BIFÁSICO

Conforme já foi exposto anteriormente, a produção de aços bifásicos em laminadores de Tiras a Quente de Primeira e Segunda Geração é possível desde que se adote esta composição química básica: 0,04-0,07% C; 0,8-1,0% Mn; 1,2-1,5% Si; 0,4-0,5% Cr; 0,33-0,38% Mo e 0,02% Al mínimo (3,6). Os teores de S e P deverão ser mínimos, em especial este último (1).

Tal liga pode ser elaborada em forno elétrico ou conversor básico a oxigênio. Note-se que a flutuação do teor de C de corrida a corrida deverá ser mínima devido à grande influência que pequenas alterações no teor desse elemento têm sobre as propriedades mecânicas do aço bifásico (9).

Tornou-se prática consagrada para este tipo de material a dessulfuração e controle da morfologia de inclusões através da adição de Ce (9,11,16,20). Entretanto, dado o seu alto teor de Si, a injeção de Ca-Si pode, a princípio, ser uma alternativa a ser considerada.

No caso de lingotamento convencional é conveniente o uso de lingotamento indireto (21). O aquecimento dos lingotes em Forno-Poço e o ciclo de resfriamento das placas após a laminação de desbaste deve seguir as mesmas normas aplicadas aos aços microligados de alta resistência.

Consegue-se a estrutura bifásica neste tipo de material aplicando-se o processo convencional de Laminação de Tiras a Quente. A temperatura de reaquecimento das placas deve estar entre 1200 a 1250°C, a qual garante a austenitização e homogeneização do material sem um crescimento de grão exagerado. Outro aspecto que deve ser levado em conta é a carga de laminação do aço bifásico, a qual é bem mais elevada da que a do aço carbono comum: é superior de 30 a 50% na fase de esboçamento e de 10 a 20% na fase de acabamento (9).

Aparentemente apenas a deformação promovida nos últimos passes tem influência na transformação ferrítica (2). A temperatura de acabamento ideal está levemente acima da temperatura Ar<sub>3</sub>. Temperaturas superiores reduzem a aceleração da reação ferrítica promovida pela deformação, enquanto que temperaturas inferiores induzem ao aparecimento de estrutura ferrítica deformada, a qual se apresenta de forma alinhada, comprometendo a ductilidade e conformabilidade do material (13).

Após a laminação o material deve ser imediatamente resfriado por jatos de água. A velocidade de resfriamento deverá estar entre 30 a 40°C/s. Tal resfriamento é efetuado até que a tira atinja temperatura de bobinamento entre 550°C a 600°C, onde se encontra a baía de austenita metaestável entre os campos ferrítico e bainítico.

Uma vez bobinado o material é lentamente resfriado ao ar, e a austenita remanescente (15-20%) enriquecida de C se transforma então na chamada ferrita bainítica e martensita, as quais constituem a segunda fase da microestrutura.

Pode-se observar que a microestrutura obtida é o resultado de interações complexas entre composição química do material, a deformação imposta a ele, temperatura de acabamento, velocidade de resfriamento e temperatura de bobinamento.

#### 4 - DESEMPENHO DO AÇO BIFÁSICO PRODUZIDO SOB ESCALA INDUSTRIAL

A tabela II mostra os resultados obtidos com a produção industrial do aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo laminado a quente. A partir dela pode-se verificar que tanto a composição química como os parâmetros de

PRODUTOR	TEMPERATURAS DE ACABAMENTO E BOBINAMENTO (°C)	C = 0,05-0,065 Mn = 1,00-1,20 Si = 1,00-1,20 Cr = 0,25-0,35 Mo = 0,25-0,35	Bethlehem (9,18)	C = 0,05-0,06 Mn = 1,30-1,37 Si = 1,37-1,39 Cr = 0,52-0,60 Mo = 0,39-0,41	Dofasco (1,16,19)	C = 0,10 Mn = 1,00 Si = 1,20 Cr = 0,39 Mo = 0,36	Hoesch-Estel (20)	C = 0,055 Mn = 1,03 Si = 0,90 Cr = 0,47 Mo = 0,36	Pinsider (21)	C = 0,05 Mn = 1,40 Si = 1,40 Cr = 1,00	Kawasaki (22,23)	MICROESTRUTURA																																								
												Aust. Ret. (%)	1,0																																							
PROPRIEDADES MECÂNICAS	Along.	r	n	Ferr. (%)	Mart. (%)	Aust. Ret. (%)	1,5	15-20	80-85	82-88	12-18	15	---																																							
														Along. (%)	r	n	Ferr. (%)	Mart. (%)	Aust. Ret. (%)	1,5	15-20	80-85	82-88	12-18	15	---																										
																											Along. (%)	r	n	Ferr. (%)	Mart. (%)	Aust. Ret. (%)	1,5	15-20	80-85	82-88	12-18	15	---													
																																								Along. (%)	r	n	Ferr. (%)	Mart. (%)	Aust. Ret. (%)	1,5	15-20	80-85	82-88	12-18	15	---
373 ± 16	615 ± 7	28 ± 0,6	0,7 - 0,9	---	85,0	14,0	1,0	840-950	Ta = 840-950 Tb = 510-610	373 ± 16	615 ± 7	28 ± 0,6	0,7 - 0,9	---	85,0	14,0	1,0																																			
387 ± 23	693 ± 21	26 ± 1,5	0,7	0,31	86,1	12,4	1,5	845-900	Ta = 845-900 Tb = 540-595	387 ± 23	693 ± 21	26 ± 1,5	0,7	0,31	86,1	12,4	1,5																																			
385 ± 38	690 ± 38	30 ± 4,0	0,7 - 0,9	0,20	80-85	15-20	---	840-900	Ta = 840-900 Tb = 550-620	385 ± 38	690 ± 38	30 ± 4,0	0,7 - 0,9	0,20	80-85	15-20	---																																			
426 ± 8	584 ± 15	34 ± 2,3	0,8	0,19	82-88	12-18	---	875	Ta = 875 Tb = 600-650	426 ± 8	584 ± 15	34 ± 2,3	0,8	0,19	82-88	12-18	---																																			
370	656	32	0,8	0,20	85	15	---	800-830	Ta = 800-830 Tb = 400-500	370	656	32	0,8	0,20	85	15	---																																			

Tabela II - Propriedades dos Aços Bifásicos Laminados a Quente em Diversas Usinas

processo são similares em todos os casos, exceto para o caso da Kawa saki, onde o Mo foi substituído pelo Cr. Entretanto, tal substituição obriga ao abaixamento da faixa de temperaturas de bobinamento (23).

As microestruturas e propriedades mecânicas obtidas foram semelhantes em todos os casos e sua flutuação não foi muito grande. De fato, flutuações no teor de C parecem ter maior influência nas propriedades mecânicas do que oscilações normais nos parâmetros da Laminação de Tiras a Quente.

A figura 6 mostra Curvas Limite de Conformação para aço carbono, microligados (alta resistência) e bifásico. Pode-se observar que o aço bifásico apresenta um resultado favorável considerando seu maior nível de resistência mecânica. Em termos de conformabilidade o aço bifásico de resistência de 655 MPa está localizado num estágio intermédio entre aços de alta resistência entre 430 e 635 MPa (18).

Foram feitos diversos estudos sobre a aplicação do material bifásico laminado a quente para a fabricação de peças automotivas, especialmente rodas (11,16,20,21,22). Os resultados foram favoráveis quanto a estampabilidade, e revelaram a necessidade de se limitar a porcentagem de segunda fase a um máximo de 20% e evitar a formação de microestruturas bandeada. Este último problema pode ser resolvido limitando-se a utilização de elementos de liga ao mínimo necessário e não se utilizando temperaturas de acabamento excessivamente baixas (11,12).

Os ensaios de fadiga efetuados em rodas fabricadas com aço bifásico mostraram bons resultados. Verificou-se que quanto maior a deformação aplicada à peça maior a resistência a fadiga, como mostra a figura 7 (20,21). Isto pode ser explicado pelo alto coeficiente de encruamento do aço bifásico, o qual promove grande aumento da resistência mecânica do material com a deformação.

Já a soldabilidade deste material é ligeiramente inferior a do material convencional devido ao seu maior teor de elementos de liga. Entretanto, tal problema pode ser corrigido com alguns ajustes nos parâmetros de soldagem.

#### 5 - CONCLUSÃO

A partir do que foi visto conclui-se que as ligas Mn-Si-Cr-Mo ainda são uma alternativa viável para a produção de aço bifásico laminado a quente em laminadores de Tiras a Quente relativamente pouco sofisticados.

Deve-se levar em conta, entretanto, que o conhecimento sobre as suas características de transformação após a laminação ainda não são convenientemente conhecidas, o que torna difícil prever os parâmetros de processo otimizados para sua produção. Além disso, o grau de controle do processo deverá ser relativamente alto para que não ocorram flutuações nas propriedades do material.

Ainda assim tal composição parece ser a mais adequada para se iniciar a produção deste novo tipo de material. Entretanto, à medida em que se dispuser de laminadores mais sofisticados deverão ser pesquisadas composições químicas alternativas mais pobres em elementos de liga, a fim de que o custo e soldabilidade dos aços bifásicos laminados a quente sejam melhorados.

6 - BIBLIOGRAFIA

- 1) COLDREN, A.P. e outros. Development and Mill Trial of As-rolled Dual Phase Steel. Modern Developments in Dual Phase and HSLA Formable Steels. Proceedings. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1977, p. 207-28.
- 2) SIMON, A. e outros. Optimisation des Parametres du Traitement Thermomechanique d'Aciers Dual Phase Directement dans la Chaude de Laminage. Revue de Metallurgie-CIT, Julho 1984, 593-606.
- 3) COLDREN, A.P. e outros. Using CCT Diagrams to Optimize the Composition of an As-rolled Dual Phase Steel. Journal of Metals, Março 1980, 41-48.
- 4) ANNELLI, E. e outros. Towards an As-rolled Dual-Phase Steel without Molybdenum. International Conference: Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steels. Proceedings. The Metals Society, London, 1985, p. 47-56.
- 5) JONAS, J.J. e outros. Effect of Deformation on the Gamma - Alpha Transformation in Two High Silicon Dual Phase Steels. Fundamentals of Dual Phase Steels. Proceedings. The Metallurgical Society of AIME. Warrendale, 1981, p. 95-112.
- 6) COLDREN, A.P. e outros. Alloying and Transformation Control in Mn-Si-Cr-Mo As-rolled Dual Phase Steels. Alloys for the Eighties. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980, p. 37-57.

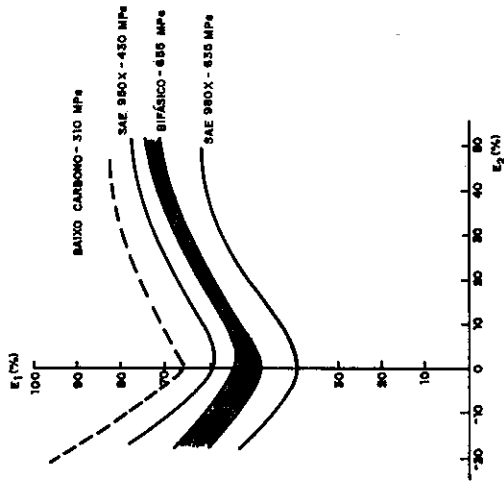


FIG.6 - CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO PARA AÇOS BIFÁSICOS (COM 655 MPa DE RESISTÊNCIA A TRACÇÃO) COMPARADOS COM AÇOS SAE 980X, SAE 980X E AÇO DE BAIXO CARBONO (18)

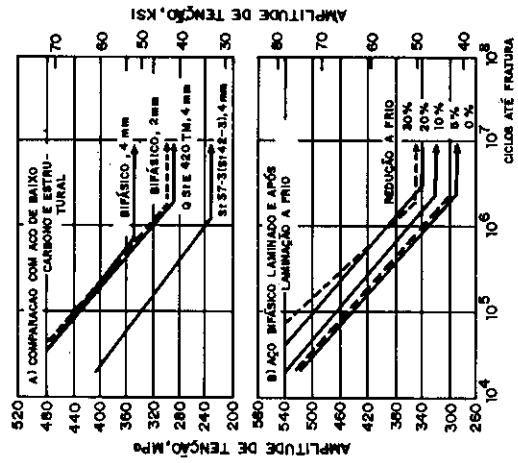


FIG.7 - COMPARAÇÃO DAS PROPRIEDADES DE FADIGA DE AÇOS BIFÁSICOS.



- 7) TIVOLLE, A. e outros. Production Industrielle d'Aciers Double-Phase Directement in Sortie de Train à Bandes. Revue de Metallurgie-CIT, Dezembro 1984, 925-9.
- 8) MAID, O. e outros. Production of Hot Rolled Dual Phase Steel Strip by Coiling below Martensite Start Temperature. Archive fuer das Eisenhuettenwesen, Maio 1985, 271-274.
- 9) HANSEN, S.S. e outros. Hot Strip Mill Processing of Dual Phase Steels. International Conference on Steel Rolling. Proceedings. The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1980, p.1297-1308.
- 10) TOSHIYUKI, K. e outros. Efeito dos Elementos de Liga e da Deformação no Comportamento da Transformação do Aço Bifásico Produzido Diretamente da Laminação a Quente. Tetsu-to-Hagané, 1981, S 533. Tradução do Centro de Informações Técnicas da Companhia Siderúrgica Paulista.
- 11) VLAD, C.M. Eigenschaften von Direkt aus der Walzhitze erzeugten Dual-Phasen-Staehlen, Stahl und Eisen, 1. Novembro 1982, 1101-6.
- 12) VLAD, C.M. The Influence of Hot Deformation upon the Transformation Behaviour and the Microstructure of Several Low and Medium Carbon Steel Grades. Relatório Interno Stahlwerke Peine-Salzgitter, 1983.
- 13) KUNISHIGE, K. e outros. Aço Bifásico Produzido Diretamente da Laminação a Quente com Alta Resistência e Boa Dutilidade. Tetsu-to-Hagané, Novembro 1979, 92-101. Tradução do Centro de Informações Técnicas da Companhia Siderúrgica Paulista.
- 14) BALLIGER, N.K. e outros. Development in Dual Phase Steels by the British Steel Corporation. International Conference: Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steel. Proceedings. The Metals Society, London, 1985, 349-361.
- 15) DESALOS, Y. e outros. Influence de l'ecrouissage de l'Austenite sur les Conditions de Transformation d'Aciers Peu ou Moyennement Alliés. Les Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie, Junho 1979, 377-396.
- 16) CORNFORD, A.E. e outros. Properties of As-Rolled Dual Phase Steels. SAE Technical Paper 79007, 1979.

- 17) ANON. Dual Phase Steels: A Product for the Eighties. Iron and Steel International. Abril 1981, 89-99.
- 18) HANSEN, S.S. The Formability of Dual Phase Steels. Journal of Applied Metalworking, Janeiro 1982, 107-118.
- 19) WADDINGTON, E. e outros. Comparison of a Dual Phase Steel with other Formable Grades. Journal of Applied Metalworking, Abril 1980, 35-47.
- 20) DREWES, E.J. e outros. Experience with the Production and Application of As-Rolled Dual Phase Steel. Alloys for the Eighties. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1980, 37-57.
- 21) BRUECKNER, F.G. e outros. Sperimentazione Industriale di Nastri a Caldo Dual Phase "As-Rolled". Bollettino Tecnico Finsider, Janeiro-Abril 1982, 50-54.
- 22) KATO, T. e outros. Development of As-Hot-Rolled Dual-Phase Steel Sheet. Fundamentals of Dual Phase Steels. Proceedings. The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1981, p. 199-220.
- 23) TAKAHASHI, I. e outros. Properties of Hot Rolled High Strength Steel Sheets for Automotive Use. Kawasaki Steel Technical Report, Março 1981, 23-30.