

# AVALIAÇÃO DO IMPACTO DO TITÂNIO E CARBONO EQUIVALENTE NA DUCTILIDADE A QUENTE DOS AÇOS MÉDIO CARBONO<sup>1</sup>

*Gabriel Mombrini Pigatti<sup>2</sup>*  
*Viviane Azambuja Favre Nicolin<sup>3</sup>*  
*Felipe Fardin Grillo<sup>4</sup>*

## Resumo

Neste trabalho foram avaliados o impacto do titânio e carbono na ductilidade a quente de aços médio carbono. Para isto, foi utilizado o simulador termomecânico Gleeble® 3500 na realização dos ensaios de ductilidade a quente e o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) para análise do aspecto da fratura. Para análise microestrutural foi utilizado microscópio ótico. Foram estudados 5 tipos de aço. Dois destes aços contém 0,02% de titânio em sua composição e os demais contém apenas valores residuais deste elemento. Os resultados indicaram que a relação Ti/N entre 3 e 5 apresentam menores perdas de ductilidade nas temperaturas entre 700°C e 800°C, além disso, verificou-se que os aspectos da fraturas mostraram-se não dúctil. Os aços contendo titânio em sua composição também apresentaram menores tamanhos de grãos austeníticos nas temperaturas próximas a Ar3. Foi observado que na zona III a temperatura de aparecimento de fragilização do aço é inversamente proporcional ao aumento do teor de carbono equivalente.

**Palavras-chave:** Titânio; Carbono; Ductilidade.

## EVALUATION OF IMPACT OF TITANIUM AND EQUIVALENT CARBON ON HOT DUCTILITY OF MEDIUM CARBON STEELS

### Abstract

In this paper were evaluated the titanium and carbon effect on hot ductility of medium carbon steels. In order to achieve this, it was used the thermomechanical simulator Gleeble ® 3500, for the hot tensile tests, and Scanning Electron Microscope (SEM) to analyze the aspect of the fracture. Microstructure analysis was done by an optical microscope. Five types of steel were studied. Two of them contain 0.02% of titanium and the others contain only residual amounts of this element. The results indicated that the Ti/N ratio between 3 and 5 regards lower loss of ductility at temperatures between 700°C and 800°C and at these temperatures the fractures seems non-ductile. Steels containing titanium also shows lower austenitic grain size at temperatures near Ar3. Moreover, it was noted that the low ductility temperature is inversely proportional to the equivalent carbon content.

**Key words:** Titanium; Carbon; Ductility.

<sup>1</sup> *Contribuição técnica ao 68º Congresso Anual da ABM - Internacional, 30 de julho a 2 de agosto de 2013, Belo Horizonte, MG, Brasil.*

<sup>2</sup> *Engenheiro de Materiais e Metalurgia, Mestrando em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Propemm, IFES, Vitória, ES, Brasil; gpigatti@oi.com.br.*

<sup>3</sup> *Engenheira Metalúrgica, Dr. Professor, Departamento de Metalurgia e Materiais, Propemm, IFES, Vitória, ES, Brasil; viviane@ifes.edu.br.*

<sup>4</sup> *Tecnólogo em Siderurgia, Ms. Doutorando em Engenharia Metalúrgica, Propemm, IFES, Vitória, ES, Brasil; felipefarding@gmail.com.*

## 1 INTRODUÇÃO

As trincas transversais de quina representam um dos principais problemas de qualidade superficial nos aços médio carbono produzidos via lingotamento contínuo. Este tipo de trinca normalmente está associada a regiões de baixa ductilidade em temperaturas superiores a 600°C durante a etapa de desencurvamento da placa na máquina de lingotamento contínuo.

Existem três regiões de perda de ductilidade do aço em temperaturas superiores a 600°C ou *brittle temperature range (BTR S)*.<sup>(1)</sup> Nestas regiões a fragilização do aço é percebida pela redução de sua ductilidade e são expressas como zonas I, II e III (Figura 1).

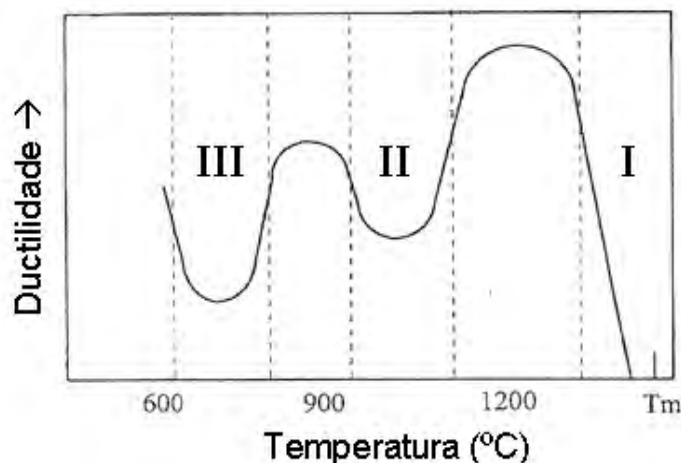


Figura 1. Representação esquemática das regiões de baixa ductilidade dos aços.<sup>(2)</sup>

A zona III é a região em que são geradas as trincas transversais durante processo de lingotamento contínuo.<sup>(3)</sup> Atribui-se à fragilização do aço na zona III à coexistência das fases austenítica e ferrítica a partir da temperatura  $A_{r3}$  associado a precipitação, principalmente de nitretos, na região dos contornos de grãos. A presença de ferrita primária e precipitados nos contornos de grãos austeníticos geram tensões internas e micro-trincas quando submetidos a tensões continuadas, prejudicando a sua coesão.<sup>(4)</sup>

Um dos fatores preponderantes para a definição dos mecanismos de fragilização do aço em elevadas temperaturas é a sua composição química, conforme estudo apresentado por Mintz.<sup>(5)</sup>

De acordo com Abushosha, Viponde e Mintz<sup>(6)</sup> e Mintz, Yue e Jonas<sup>(7)</sup> é esperado que a redução dos teores de carbono induza o aparecimento de ferrita primária em temperaturas mais elevadas, aumentando a temperatura de fragilização do aço na zona III.

O efeito do titânio na ductilidade a quente é associada à formação preferencial do TiN, prevenindo a formação de nitreto de alumínio. Os precipitados de TiN ocorrem uniformemente na matriz austenítica, e são menos prejudiciais que a precipitação de AlN, que ocorre preferencialmente nos contornos de grãos. O titânio aumenta a ductilidade a quente caso a relação Ti/N seja superior a 3,4.<sup>(8)</sup>

Portanto, este trabalho estuda o efeito do titânio e do carbono na perda de ductilidade na zona III em aços médio carbono, visando entender o mecanismo de fragilização destes aços para que se possa prevenir ou minimizar o aparecimento de trincas nas placas de aço produzidas através do lingotamento contínuo.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram selecionados cinco aços médio carbono. Dois possuem titânio em sua composição e os demais apenas valores residuais deste elemento. Os valores de carbono equivalente (CE) dos aços foram calculados utilizando a fórmula sugerida pelo *International Institute of Welding*.<sup>(9)</sup> A Tabela 1 apresenta a composição química dos aços, bem como os valores de Ti/N e CE.

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (1)$$

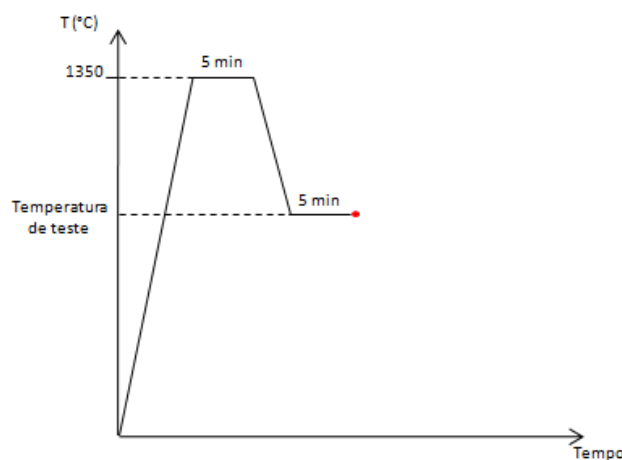
Na fórmula 1 os valores de C, Mn, Cr, Mo, V, Ni e Cu são expressos em % massa.

**Tabela 1.** Composição química dos aços estudados

Aço	C	Si	Mn	S	P	Al	Ti	N	CE	Ti/N
A	0,16	0,37	1,4	0,0096	0,014	0,03	0,02	0,0037	0,40	4,86
B	0,15	0,37	1,47	0,0042	0,016	0,04	0,02	0,0055	0,39	3,09
C	0,17	0,15	0,68	0,0057	0,015	0,03	0,001	0,005	0,29	0,20
D	0,16	0,35	1,41	0,0059	0,019	0,04	0,002	0,0026	0,38	0,77
E	0,17	0,24	1,22	0,0068	0,015	0,03	0,003	0,0037	0,39	0,81

Foram preparados corpos de prova (CP) cilíndricos com 9,53mm de diâmetro e com rebaixamento na região central. Os CP foram submetidos a ensaios de tração a quente no equipamento Gleebe®3500 a temperaturas entre 650°C e 900°C variando em patamares de 50°C. Previamente aos ensaios de tração os CP's foram submetidos a tratamento térmico a fim de permitir a completa formação austenítica e crescimento dos grãos a tamanhos similares em todas as amostras, além de promover a dissolução dos precipitados contidos no aço<sup>(5)</sup>. O ciclo do tratamento térmico realizado é apresentado na Figura 2. Os resultados dos ensaios são expressos em função da porcentagem de redução de área (%RA) na região da fratura. Associa-se a %RA do ensaio a ductilidade do material. Maiores reduções de área representam maiores valores de ductilidade.

Após os ensaios de tração a quente os CP's foram resfriados a uma taxa aproximada de 530°C/min. As fraturas foram submetidas à análise de microscopia eletrônica de varredura e a microestrutura a análise de microscopia ótica.



**Figura 2.** Tratamento térmico aplicado aos CP's antes do teste.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

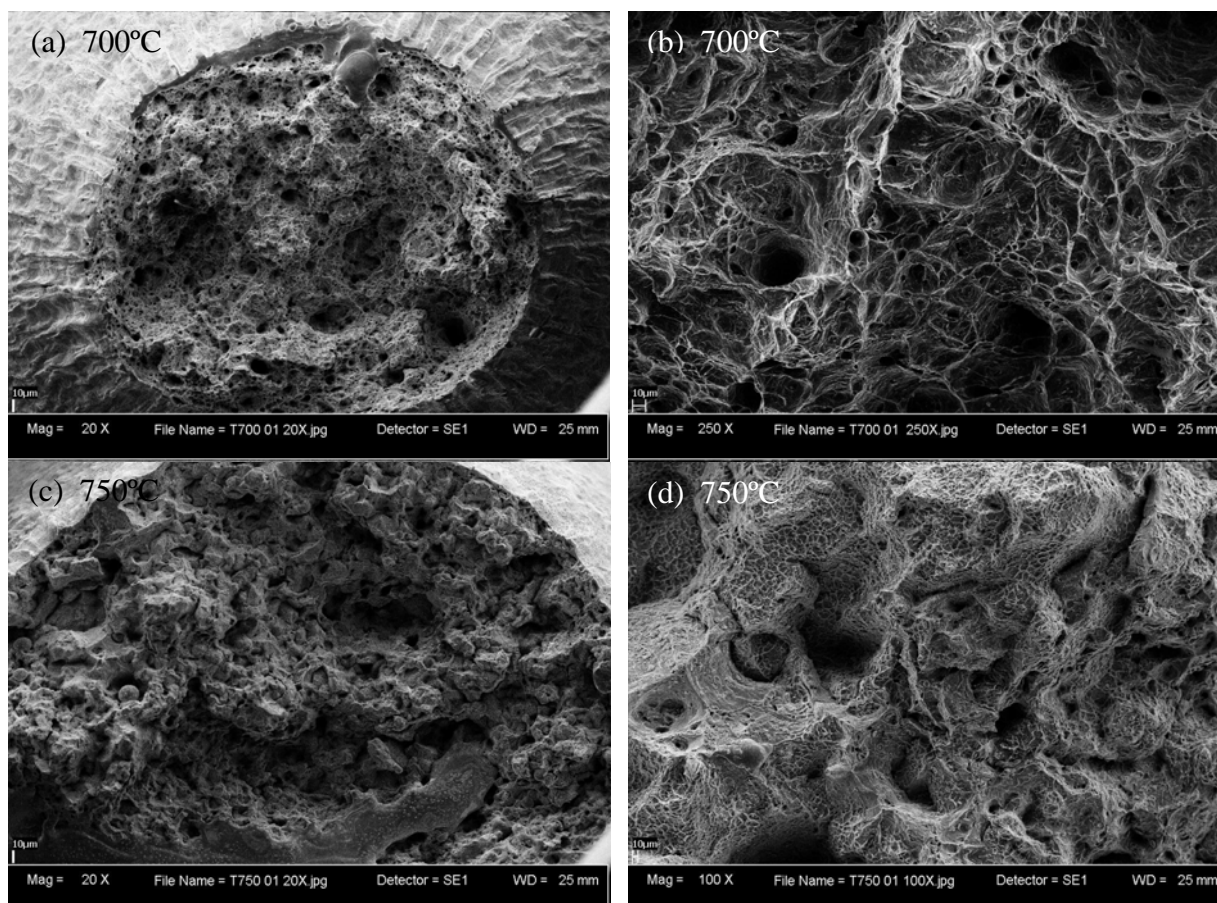
Os resultados dos ensaios de tração a quente estão apresentados na Tabela 2.

**Tabela 2.** Resultados dos ensaios de tração a quente apresentados em %RA

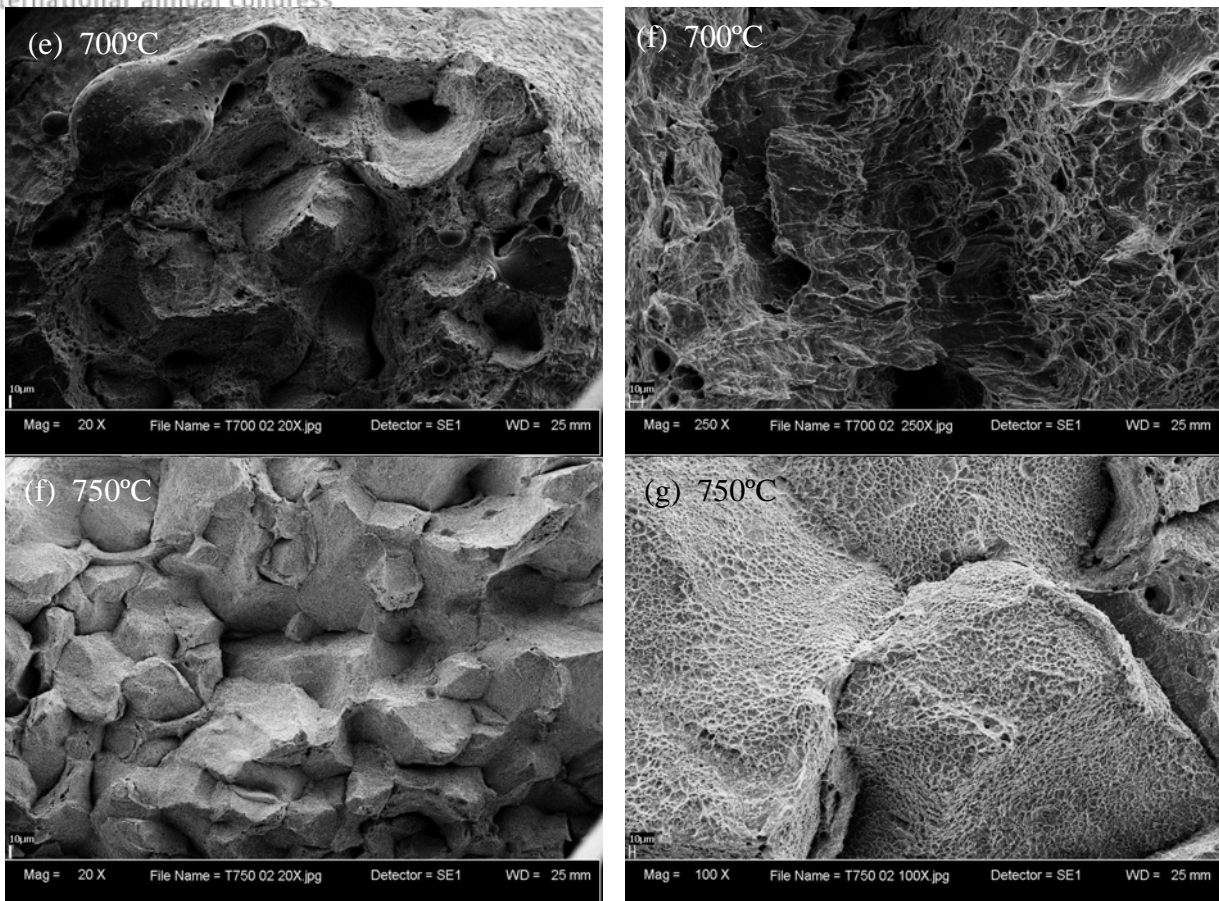
Temperatura do teste (°C)	Aço A	Aço B	Aço C	Aço D	Aço E
900	81,9	84,7	89,6	89,6	86,4
850	75,7	73,2	87,7	85,8	82,0
800	76,0	78,3	27,1	60,2	83,6
750	52,6	55,8	40,4	31,2	27,7
700	74,7	46,6	79,7	53,6	54,0
650	75,3	76,7	66,6	73,8	56,1

Conforme apresentado pela Tabela 2 todos os aços analisados apresentaram perda de ductilidade significativa nas temperaturas entre 700°C e 800°C. As perdas de ductilidade nos aços com titânio (aço A e B) foram menos significativas que nos demais aços (aços C, D e E), conforme apresentado na Tabela 2.

Na Figura 3 são apresentados os aspectos das fraturas dos CP's dos aços A e D ensaiados a 700°C e 750°C.





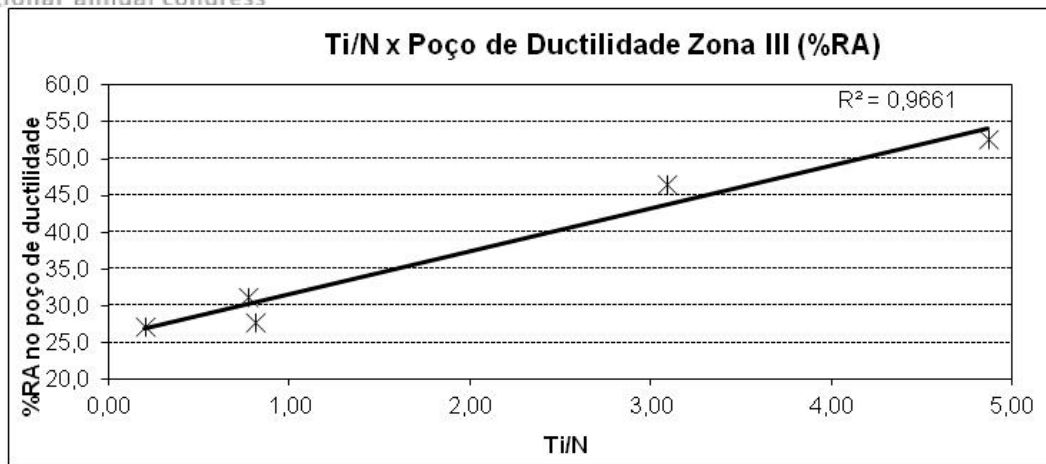


**Figura 3.** Análise da fratura dos aços A e D a 700°C e 750°C. (a) aço A 700°C 20X; (b) aço A 700°C 250X; (c) aço A 750°C 20X; (d) aço A 750°C 250X; (e) aço D 700°C 20X; (f) aço D 700°C 250X; (g) aço D 750°C 20X; (h) aço D 750°C 250X.

Observa-se, através da comparação das Figura 3a e 3b, que a fratura do aço D apresenta característica menos dúctil em comparação ao aço A. Estes aços apresentaram os poços de ductilidade a 750°C e os resultados do ensaio de tração apresenta diferença de %RA de aproximadamente 20%, indicando maior ductilidade do aço A na região de fragilização.

Nota-se, na Tabela 1, que o aço A apresenta valores de Ti/N aproximadamente seis vezes superior ao aço D. Os melhores resultados de ductilidade dos aços A na região do poço de ductilidade da zona III pode ser associado á presença do titânio, formando TiN ao invés de AlN.

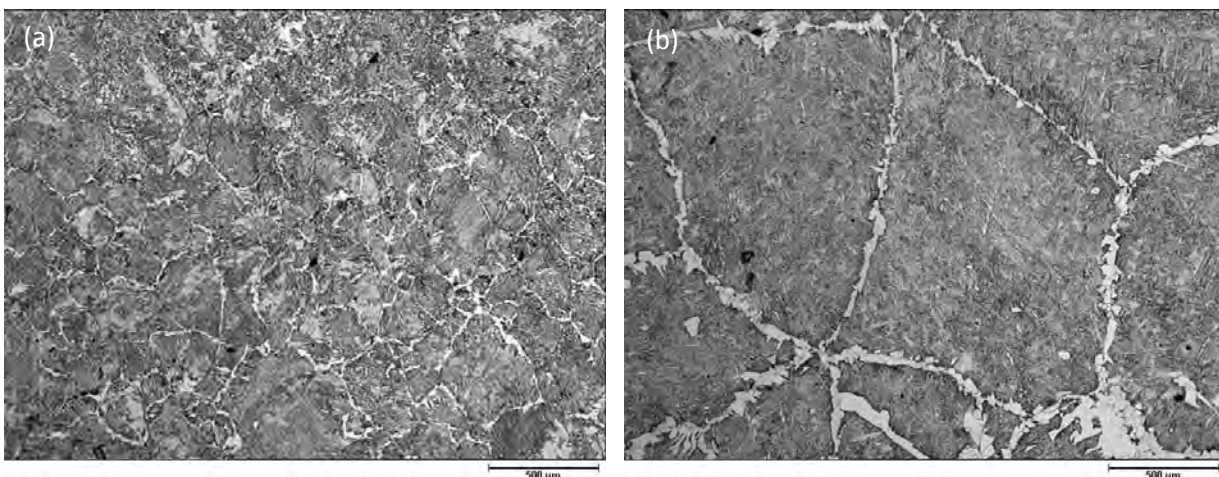
Para avaliar o efeito da relação Ti/N na ductilidade dos aços na zona III foi traçada uma curva correlacionando os valores de %RA no poço de ductilidade com os valores de Ti/N. A reta criada a partir destes dados é apresentada na Figura 4.



**Figura 4.** Retas da redução de área no poço de ductilidade em função dos valores de Ti/N

Observa-se, na Figura 4, que o aumento dos valores de Ti/N resulta em menores reduções de área durante os ensaios de tração á quente na região de fragilização da zona III, indicando menores perdas de ductilidade. Tal fato pode ser associado á reação preferencial do titânio com o nitrogênio, formando TiN, reduzindo a disponibilidade de nitrogênio para formação de AlN. Valores de Ti/N acima de 3 apresentam reduções de área superior a 45%.

A Figura 5 apresenta as imagens da microestrutura do CP's dos aços A e D ensaiados a 750°C.



**Figura 5.** Análise micrográfica dos aços A e D ensaiado a 750°C. (a) Aço A; (b) Aço D. Ataque Nital 2%.

Observa-se (Figura 5) que o aço A, que contém titânio, apresentou tamanhos de grãos austeníticos aproximadamente três vezes menor em relação aos grãos do aço D. Conforme Abushosha et al <sup>(6)</sup> a presença de partículas de TiN promove o refinamento do tamanho de grão austenítico melhorando a ductilidade do aço através do aumento da quantidade de pontos triplos, que agem como obstáculos para propagação de trincas. A análise da microestrutura do aço A e D estudados neste trabalho mostrou que os aços com titânio apresentaram menores tamanhos de grãos austeníticos em comparação aos aços sem titânio.

A fim de avaliar o efeito do carbono na temperatura de maior fragilização na zona III a Tabela 3 apresenta para os aços de A a E a concentração de carbono no aço e a temperatura de maior fragilização na zona III.

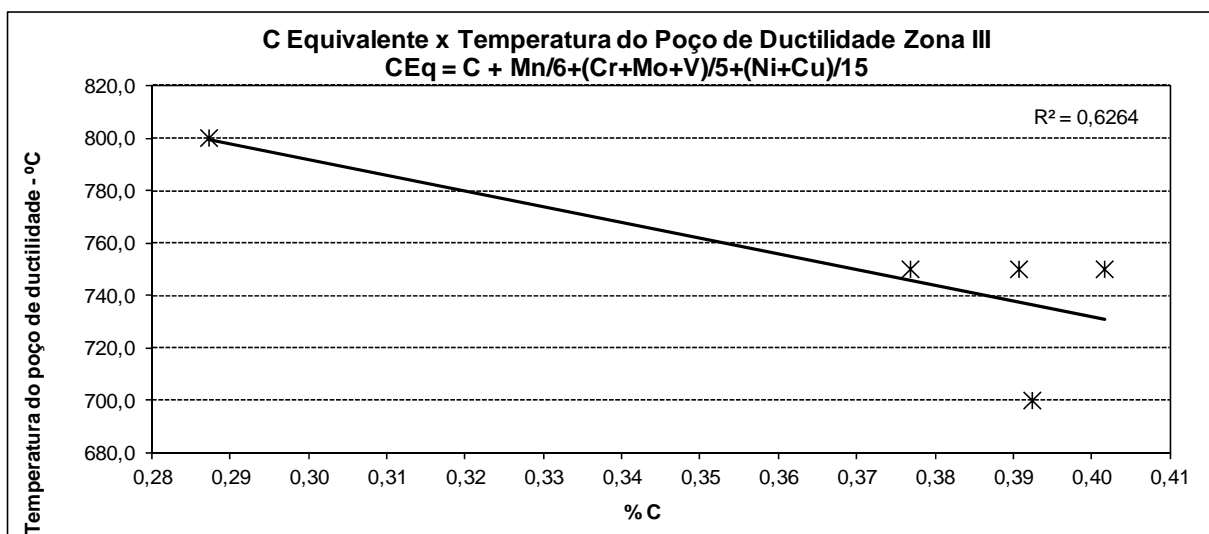
**Tabela 3.** Temperatura do poço de ductilidade na zona III e porcentagem de carbono

	Aço A	Aço B	Aço C	Aço D	Aço E
Temperatura poço zona III (°C)	750	700	800	750	750
C (%)	0,16	0,15	0,17	0,16	0,17

Foi observado que o impacto do teor de carbono na temperatura de aparecimento dos poços de ductilidade não seguiu os estudos realizados por Abushosha et al.<sup>(6)</sup> e Mintz, Yue e Jonas.<sup>(7)</sup> O aumento do teor de carbono não resultou em menores temperaturas de aparecimento do poço de ductilidade. O aço C possui concentração de carbono de 0,17%, a maior entre os aços analisados, e o poço de ductilidade ocorreu a 800°C, superior a todos demais aços. De acordo com os estudos de Abushosha, Vipond e Mintz<sup>(6)</sup> e Mintz, Yue e Jonas<sup>(7)</sup> esperava-se que o aço C apresentasse a menor temperatura de aparecimento do poço de ductilidade, pois possui a maior concentração de carbono entre os aços analisados.

Segundo Macedo<sup>(10)</sup> a presença de elementos de liga nos aços altera a estabilidade das fases. A influência dos elementos é classificada para a faixa de carbono em estudo como elementos estabilizadores de ferrita ou estabilizadores de austenita. Tais elementos expandem os respectivos campos de estabilidade de fases alterando as temperaturas de aparecimento de cada fase. A utilização do CE para avaliação das temperaturas de aparecimento das fases permite uma melhor avaliação, pois o cálculo do CE considera a presença dos elementos de liga.

Uma reta correlacionando o valor de CE e a temperatura de aparecimento do poço de ductilidade foi plotada para avaliar o impacto deste indicador no aparecimento do poço de ductilidade. A curva é apresentada na Figura 6.



**Figura 6.** Impacto do carbono equivalente na temperatura de aparecimento do poço de ductilidade da zona III.

Observa-se, na Figura 6, que o aumento dos valores de CE provoca a redução da temperatura de aparecimento do poço de ductilidade na zona III, indicando que o aparecimento da ferrita primária ocorre também a temperaturas mais baixas.



## 4 CONCLUSÕES

Diante dos resultados dos experimentos realizados, podemos chegar às seguintes conclusões:

A presença do titânio nos aços médio carbono promove uma melhora nos valores de ductilidade na zona III. Este comportamento pode ser atribuído a formação de TiN, que inibe a formação de AlN. Os aços com valores de Ti/N superior a 3 apresentaram melhores resultados de ductilidade.

Os aços com titânio apresentaram tamanhos de grãos autênticos em média três vezes menores em relação aos aços sem este elemento na composição, favorecendo a melhora da ductilidade na zona III, devido ao aumento da quantidade de pontos triplos.

A avaliação da temperatura de aparecimento do poço de ductilidade em função do teor de carbono do aço não apresentou correlação, uma vez que são desconsiderados os efeitos dos elementos estabilizadores de fases. Entretanto, esta avaliação realizada utilizando os valores de carbono equivalente mostra correlação da ordem de 60%, indicando a importância de considerar a presença de elementos de liga nesta avaliação.

## REFERÊNCIAS

- 1 SUZUKI, H. G., NISHIMURA, S., YAMAGUCHI, S., Characteristics of Hot Ductility in Steels Subjected to the Melting and Solidification, Transactions ISIJ, v.22, p. 48-56 1982.
- 2 CARVALHO, J. L. R., Lingotamento Contínuo de Placas de Aço, Associação Brasileira de Metais, 1988.
- 3 BRIMACOMBE J. K., SORIMACHI, K., Crack Formation in the Continuous Casting of Steel, Metallurgical and Materials Transaction B, v.3, p. 489-505, 1977.
- 4 CARPENTER, K.R., DIPPENAAR, R., KILLMORE, C.R., Hot Ductility of Nb- and Ti-Bearing Microalloyed Steels and the Influence of Thermal History, Metallurgical and Materials Transactions A, v.40, p.573-580, 2009.
- 5 MINTZ, B. The Influence of Composition on the Hot Ductility of Steels and to the Problem of Transverse Cracking, ISIJ International, v.39, p.833-855, 1999.
- 6 ABUSHOSHA, R., VIPOND, R., MINTZ, B., Influence of titanium on hot ductility of as cast steels, The Institute of Metals, v.7, p.613-621, 1991.
- 7 MINTZ, B., YUE, S, JONAS, J. J., Hot ductility of steels and its relationship to the problem of transverse cracking during continuous castin, International Materials Reviews, v. 36, n. 5, p.187-217, 1991.
- 8 MINTZ, B., Influence of Nitrogen on Hot Ductility of Steels and its Relationship to Problem of Transverse Cracking, Ironmaking and Steelmaking, v.27, p.343-347, 2000.
- 9 IIW/IIS DOC. 452-74 (1974). Weld Metal Hydrogen Levels and the Definition of Hydrogen Controlled Electrodes. Welding in the World, v.12, p.69-65, 1974.
- 10 MACEDO, M., Q. Efeito dos parâmetros de austenitização sobre a microestrutura e as propriedades do aço SAE4130 submetido a tratamentos térmicos por indução eletromagnética, REDEMAT, Ouro Preto, 2007.