

## DETECÇÃO DA TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA POR DEFORMAÇÃO PLÁSTICA EM AÇOS PARA GASODUTOS CLASSE API 5L X80 ATRAVÉS DE MEDIDAS MAGNÉTICAS<sup>1</sup>

Alan Barros de Almeida<sup>2</sup>

Fernando José Gomes Landgraf<sup>3</sup>

Rodrigo Magnabosco<sup>4</sup>

Hélio Goldenstein<sup>5</sup>

### Resumo

O trabalho avaliou o efeito de tratamentos térmicos ou diferentes graus de deformação plástica (5% a 20%) na transformação da austenita do microconstituente AM de uma chapa de aço *alta resistência baixa liga* (ARBL) classe API 5L X80 usada para gasodutos, com ênfase em suas propriedades magnéticas. Sua microestrutura contém ferrita poligonal, ferrita quase-poligonal, ferrita granular refinada, além de colônias de bainita alotriomórfica em forma de banda, acompanhadas de ilhas de constituinte AM. A deformação do processo UOE afeta a microestrutura e suas propriedades. Detectar e monitorar a transformação da austenita retida é possível por difração de raios-X, medindo a diferença na polarização magnética de saturação e da densidade de massa do material. A polarização aumenta com a deformação ou tratamento térmico, enquanto a densidade diminui. Pode ser dito que houve transformação martensítica da austenita retida do AM quando deformado e transformação bainítica quando aquecido. Os resultados indicam 2% de austenita no material como recebido por saturação magnética e 3% por densidade de massa pelo método hidrostático.

**Palavras-chave:** Polarização magnética; Densidade de massa; Aço API X80; Petróleo.

### DETECTING AUSTENITE TRANSFORMATION BY PLASTIC DEFORMATION IN GRADE API 5L X80 PIPELINE STEEL FOR MAGNETIC PROPERTIES

#### Abstract

This study evaluated the effect of different degrees of plastic deformation (5% up to 20%) or heat treatment on the transformation of austenite into MA constituent of an HSLA steel plate for API X80 pipelines, with emphasis on its magnetic properties. Its microstructure contains polygonal ferrite, quasi-polygonal ferrite, refined granular ferrite, besides allotriomorphic bainite-like band and islands of MA constituent. The plastic deformation from the pipemaking UOE process affects the microstructures and their properties. Detecting and monitoring the retained austenite transformation is possible by X-ray diffraction, measuring the difference in saturation magnetization and mass density of material. The saturation magnetization rises to the deformation or heat treatment, while mass density decreases, even in small fractions of the MA constituent. It might be said that there were strain-induced transformation (SIMT) of retained austenite into MA when deformed and Bainite transformation when heated. The results indicate 2% of austenite in as-received material by saturation magnetization and 3% by mass density.

**Key words:** Saturation magnetization; Mass density; API-X80 steel; Petroleum.

<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 mecânico. Mestrando. Universidade do Estado de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil.

<sup>3</sup> Engenheiro mecânico. Presidente Diretor, Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo, SP, Brasil.

<sup>4</sup> Engenheiro metalúrgico e de materiais. Prof. Livre docente, Fundação Educacional Inaciana - FEI, São Bernardo do Campo, SP, Brasil.

<sup>5</sup> Engenheiro mecânico. Prof. Livre docente, Universidade do Estado de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

A possibilidade de acompanhar a microestrutura e a variação dimensional dos produtos feitos de ferro, contendo austenita retida, através de medidas indiretas ditas de simples aquisição e contextualizar este aos estudos existentes, são o escopo deste trabalho.

A indústria de petróleo e gás é naturalmente conservadora na seleção de materiais para tubulação, pois os acidentes por desempenho insuficiente costumam resultar em danos desastrosos. Surgido o desafio, a possibilidade de produzir aços mais sofisticados para a indústria nacional vem se realizando gradativamente. Um exemplo são os aços ditos *Alta Resistência Baixa Liga* (ARBL), seus altos valores de limite de escoamento são obtidos por meio do refino do *tamanho de grão* (TG), precipitação, subestrutura de discordâncias, solução sólida e envelhecimento com deformação.<sup>(1)</sup> Essas propriedades são alcançadas através do controle rigoroso dos elementos de liga e do processo ao qual o material será submetido.

A padronização utilizada em gasodutos provém do *American Petroleum Institute* (API) que utiliza a especificação 5L,<sup>(2)</sup> qual objetiva detalhar as linhas de transmissão de gás e petróleo.

Até o ano de 2010 foi muito pequeno o uso comercial de aços do tipo ARBL API 5L X80 nos gasodutos brasileiros. Uma das razões para sua utilização restrita foi a falta de equipamento de controle de velocidade de resfriamento nas siderúrgicas brasileiras. Esse obstáculo está sendo superado com a introdução de novo maquinário, mas enquanto não havia disponibilidade deste equipamento, a Usiminas fez experimentos de obtenção deste material<sup>(3)</sup> combinando redução do TG por meio das taxas de resfriamento disponíveis na usina, com a adição de teores de nióbio e outros elementos, que promovem o aumento do *limite de escoamento* (LE) por endurecimento por precipitação de carbonitretos.

É importante conhecer a quantidade e a estabilidade da austenita retida em um aço para acompanhar sua transformação após certos processos industriais e assim, prever variações dimensionais, ganho de propriedades magnéticas e dureza.

A quantidade de *austenita retida* ( $\gamma_r$ ) à temperatura ambiente, aumenta como função da temperatura de austenitização e da %C.<sup>(4)</sup> O constituinte AM (austenita e martensita), predominantemente com tamanho inferior a 2  $\mu\text{m}$ ,<sup>(5)</sup> se localiza dentro das colônias de *bainita* (B) e em contornos de *ferrita* ( $\alpha$ ), porque na formação de  $\alpha$  e B, ocorre partição de C para a austenita ainda não transformada, algumas regiões enriquecidas não se transformam em B e no resfriamento acabam por se transformarem em AM.<sup>(6)</sup> As placas de *martensita* ( $\alpha'$ M) não cruzam os contornos da  $\gamma$  e a estabilização mecânica acaba retardando sua decomposição.

A austenita retida presente tem potencial para se transformar por tratamento térmico (por exemplo, revenimento e/ou sub-zero), ou se for metaestável,<sup>(7)</sup> mediante a deformação, como a exercida pelo processo UOE.

Há relatos da presença prejudicial de  $\gamma_r$ ,<sup>(8)</sup> porém o mesmo trabalho diz ter encontrado relações plausíveis entre  $\gamma_r$  e conformabilidade. Recentemente, mais trabalhos<sup>(9-11)</sup> vêm encontrando relações consistentes entre quantidade de  $\gamma_r$  e propriedades mecânicas, propondo que a excelente combinação de resistência e ductilidade devem-se a SIMT e *plasticidade induzida por deformação* (TRIP), devido a presença de  $\gamma_r$ .<sup>(12-14)</sup>

Métodos de determinação desta fase por propriedades magnéticas e por densidade de massa permitem avaliar de maneira indireta a transformação, relevante à indústria. A presente pesquisa mediu a austenita retida residual do processo, para

vários estágios de deformação ou após dois tratamentos térmicos, revenimento e sub-zero, utilizando as propriedades magnéticas de polarização magnética e os resultados confrontados com densidade de massa, dureza e difração de raios-X.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS EXPERIMENTAIS

### 2.1 Material

O aço estudado microligado ARBL para tubos API 5L X80 tem sua composição apresentada na Tabela 1. A composição química desse material foi reconhecida por Gonzalez<sup>(3)</sup> em seu trabalho, assim como as microestruturas que o compõe, sendo: *ferrita poligonal* ( $\alpha_p$ ), *ferrita quase-poligonal* ( $\alpha_q$ ), *ferrita* ( $\alpha$ ) *granular refinada*, além de colônias de *bainita* (B) alotriomórfica em forma de banda, acompanhadas de ilhas de constituinte AM.

**Tabela 1.** Composição química do aço classe API 5L X80 produzido pela Usiminas. Elementos e abaixo sua quantidade em porcentagem peso. CE = quantidade de carbono equivalente, TG, LE e *limite de resistência* (LR)

Fe	C	Si	Mn	Nb + Ti + V		Cr	<b>CE</b>	<b>LE (MPa)</b>
97,277	0,068	0,193	1,830	0,104		0,189	<b>0,197</b>	<b>562</b>
Co	Al	P	S	Cu	Ni	Mo	<b>TG (<math>\mu</math>m)</b>	<b>LR (MPa)</b>
0,019	0,024	0,019	0,003	0,012	0,017	0,245	<b>5,1</b>	<b>722</b>

### 2.2 Processo

O aço teve a solidificação realizada através de lingotamento contínuo, de onde foram obtidas placas grossas que foram reaquecidas (1.250°C/ 250 min) e laminadas TMCR até a espessura de 19 mm.

O processo TMCR consiste em aplicação de calor e deformação simultaneamente para alterar a forma e refinar os grãos até se atingir as propriedades desejadas na chapa, assim, aperfeiçoam-se as propriedades mecânicas do material com o controle da recristalização, crescimento de grão e precipitados sobre a microestrutura.

O processo TMCR compreendeu forno entre 1.170 ~ 1.250°C para solubilização, a laminação de desbaste ocorreu entre 1.100 ~ 1.050°C, na região de recristalização da  $\gamma$ . A laminação de acabamento é abaixo da *temperatura de não recristalização* ( $T_{nr}$ ), inicia-se em 740 ~ 710°C encerrando-se entre 690 ~ 680°C, resfriando até a temperatura ambiente. Após o resfriamento, a chapa será conformada em tubo através do processo reconhecido como UOE.

### 2.3 Métodos Experimentais

O aço foi doado pela siderúrgica Usiminas já como chapa de 1.500 x 500 x 19 mm. Desta chapa extraiu-se uma tira de 500 x 30 x 18,7 mm **Erro! Fonte de referência não encontrada.** Da tira, 100 mm foram extraídos para ser a amostra controle, considerada com deformação nula. Os 400 mm restantes foram laminados em um duo-reversível Mangels na UNIFEI – SBC, de 5 em 5, até 20% de redução de área e a cada 5% de deformação um pedaço da tira era extraído.

Os tratamentos térmicos foram de revenimento a 300°C / 2 h e -196°C / 4 h.

Foram extraídas amostras dos casos acima para os ensaios de dureza, densidade hidrostática, difração de raios X e polarização magnética de saturação.

### 2.3.1 Extração das amostras

Foram retirados cubos de cada amostra através de corte por disco abrasivo. Destes, foram retirados agulhas de 1x1x5 mm e discos delgados através de corte por disco diamantado, para analisar a polarização de saturação magnética,  $J_s$  e a difração de raios-X, respectivamente. Dos cubos também foram usinados cilindros 10 x 10 mm no Departamento de Engenharia dos Materiais da Escola Politécnica da USP para medir a densidade de massa pelo método hidrostático.

### 2.3.2 Saturação magnética

O método de determinação da polarização magnética de saturação se baseia na aplicação de um campo magnético ( $H_{ext}$ ) suficientemente alto para vencer a energia de anisotropia magnetocristalina e orientar todos os domínios magnéticos do material para uma única direção. A calibração, feita nos três eixos até atingir-se o ponto de “sela”, é feita com Níquel e é crítica.

Utilizando o *Magnetômetro de Amostra Vibrante* (MAV) foram ensaiadas amostras no estado como recebido, deformadas (5% a 20%) ou tratadas termicamente através de revenimento a 300°C/ 2 h. Todas amostras eram agulhas de dimensões 1x1x5 mm.

O MAV mede a polarização magnética em função da massa e utilizou-se como norma o manual de instalação, operação e serviço do equipamento.

Assim, a fórmula usada para determinação da porcentagem de austenita está apresentada abaixo:

$$\% \gamma = 100 * (1 - J_s / J_{s \text{ máx}}) \dots (\text{Eq. 1})$$

Onde  $J_s$  é o valor da amostra com fases não magnéticas, como a austenita retida, no caso é para a amostra como recebida e o  $J_{s \text{ máx}}$  é o maior valor medido, ou a média deles, este deve ser maior em função da transformação  $\gamma_r \rightarrow \alpha M$ .

### 2.3.3 Densidade hidrostática

Para o cálculo da densidade de massa usou-se o método hidrostático, necessitando de uma balança analítica de incerteza mínima de  $\pm 0,0001$  g e o kit de densidade Ohaus. O procedimento começou com limpeza das amostras e porta amostra com álcool, para depois medir a massa seca e em seguida imersa em água, o que é conseguido imergindo o material suspenso por um fio porta amostra (com massa tarada pela balança) amarrado em um dispositivo ligado ao prato da balança, são necessária três repetições, no mínimo, de cada medida. A densidade será calculada dividindo-se a massa do material seco pela diferença das massas seca e imersa, isso tudo multiplicado pela densidade da água na temperatura do ensaio, conforme equação 2. As amostras medidas foram os cilindros, estes têm dimensões típicas de 10x10 mm e massa típica de 6,3 g. Cada medida foi repetida no mínimo seis vezes.

$$\rho_{\text{amostra}} = [m_s / (m_s - m_{im})] * \rho_{H_2O} \dots (\text{Eq. 2})$$

Onde  $m_s$  é o valor medido da massa seca,  $m_{im}$  é o valor da massa imersa e  $\rho_{H_2O}$  é a densidade da água na temperatura do ensaio.

### 2.3.4 Dureza

Para as medições de dureza à penetração foi usada a escala Vickers, foi medida a dureza externa da chapa assim como recebida, usando-se o durômetro Otto Wolpert-Werke do laboratório, com massa de 10 kg. Além disso, fôra realizado um perfil através da microdureza para todas as amostras, em busca de um gradiente de deformação, feito com o microdurômetro eletromecânico do departamento, marca

Zwick & CO com massa de 300 gramas e endentador piramidal, após feita a preparação metalográfica das amostras.<sup>(15)</sup> O perfil contou com 18 endentações de superfície a superfície, repetidas oito vezes, para se ter uma dureza média ao longo da espessura de cada amostra. A dureza foi obtida multiplicando uma constante pela carga usada, divididos pelas diagonais médias ao quadrado.

### **2.3.5 difração de raios-X**

As amostras para o ensaio foram extraídas por corte por disco diamantado, na forma de discos, com espessura de 2 mm e diâmetro máximo de 20 mm, o centro do disco trata-se do centro da chapa. Os mesmos foram lixados e polidos de forma padrão. O polimento foi eletrolítico com finalidade de eliminar / evitar o encruamento superficial. A análise foi realizada em difratômetro de raios – X, Shimadzu XRD – 7000 Maxima, do centro universitário UNIFEI – SBC. As medidas foram através de radiação de Cu-K $\alpha$ , com corrente de filamento de 30 mA e tensão de 30 kV. A difração foi conduzida com varrição contínua variando 2 $\theta$  a cada 0,02°, desde 30 a 120°, com velocidade de 1,5°/min. O padrão de difração foi analisado com o programa próprio.

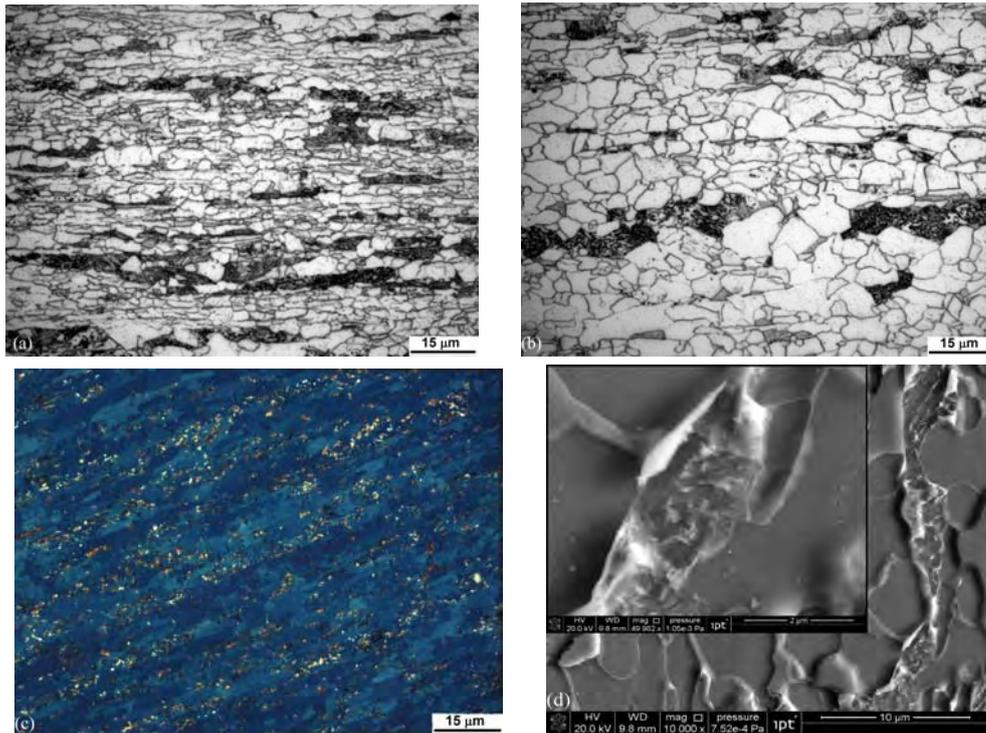
## **3 RESULTADOS**

### **3.1 Dureza**

Foi observado pelo microscópio óptico (MO), conforme Figura 1 (ataque Nital), que próximo às superfícies (a), a estrutura de grãos de ferrita e agregados eutetóides têm discreta redução no TG em relação ao centro da amostra (b), por isso a dureza na superfície superior é ligeiramente maior que a da superfície inferior e ambas maiores que o centro da chapa. Em (c) ataque Klemm, onde o não atacado (branco) é constituinte AM. E (d) FEG da amostra como recebida com ampliação de agulha (branca) supostamente de constituinte AM.

A dureza superficial do X80 como recebido é por volta de 240 HV, enquanto no centro é por volta de 220 HV. A

Tabela 2 mostra o perfil de dureza médio obtido de superfície a superfície.



**Figura 1.** Superfície da amostra como recebida em (a), em (b) seu centro, em (c) atacada com Klemm e em (d) FEG.

**Tabela 2.** Dureza média de todas as amostras deformadas, de superfície a superfície

Espessura (mm)	79-0 HV	79-5 HV	79-10 HV	79-15 HV	79-20 HV
1	230	246	255	276	277
2	227	244	252	275	275
3	217	241	254	274	275
4	213	244	260	273	271
5	213	238	260	267	270
6	216	237	251	270	265
7	218	233	250	270	264
8	224	235	246	262	265
9	220	238	246	265	275
10	220	240	247	259	270
11	214	237	248	258	271
12	218	238	246	257	271
13	216	237	251	259	270
14	213	238	249	257	270
15	217	240	247	263	275
16	227	243	247	260	272
17	224	242	244	273	270
18	229	246	248	275	276
Média	220	240	250	266	271

### 3.2 Saturação Magnética

Os resultados da polarização magnética das amostras deformadas, além da revenida, apresentam-se na Tabela 3. Foi construída com os valores do MAV do Instituto de Física da USP. Os valores de  $+J_s$  e  $-J_s$  significam magnetização em um sentido ou outro.

Tabela 3. Polarização magnética de saturação para as agulhas medidas no IF – USP

Amostra	0a	0b	0c	0d	0e	0f	Média	Desvio
Polarização (+ Js) [T]	2,044	2,050	2,029	2,034	2,034	2,034	2,044	0,010
Polarização (- Js) [T]	2,040	2,045	2,046	2,057	2,056	2,056		
Amostra	5a	5b	5c	5d	5e	5f	Média	Desvio
Polarização (+ Js) [T]	2,069	2,075	2,075	2,061	2,052	2,049	2,069	0,010
Polarização (- Js) [T]	2,065	2,073	2,084	2,071	2,077	2,076		
Amostra	10a	10b	10c	10d	10e	10f	Média	Desvio
Polarização (+ Js) [T]	2,096	2,104	2,054	2,052	2,061	2,062	2,079	0,020
Polarização (- Js) [T]	2,092	2,099	2,069	2,065	2,100	2,096		
Amostra	15a	15b	15c	15d	15e	15f	Média	Desvio
Polarização (+ Js) [T]	2,098	2,098	2,068	2,027	2,077	2,077	2,081	0,022
Polarização (- Js) [T]	2,089	2,092	2,091	2,061	2,101	2,098		
Amostra	20a	20b	20c	20d	20e	20f	Média	Desvio
Polarização (+ Js) [T]	2,087	2,106	2,053	2,044	2,086	2,096	2,088	0,021
Polarização (- Js) [T]	2,081	2,096	2,098	2,084	2,113	2,108		
Amostra	Revenida <sub>a</sub>			Revenida <sub>b</sub>			Média	Desvio
Polarização (+ Js) [T]	2,056			2,078			2,089	0,028
Polarização (- Js) [T]	2,099			2,122				

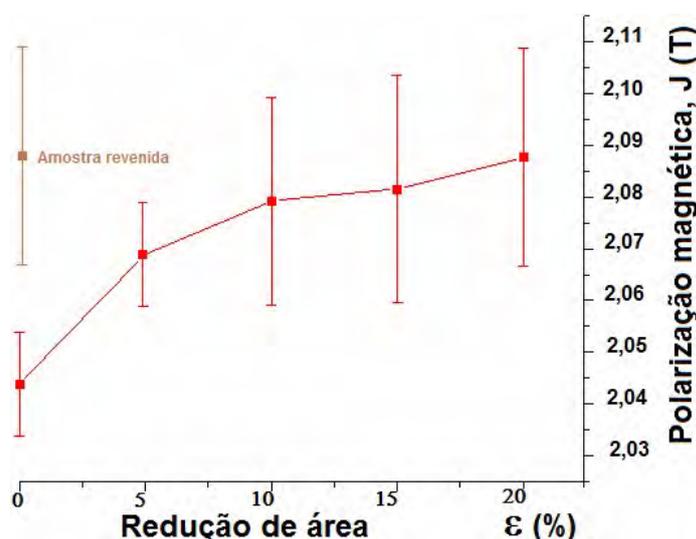


Figura 2. Polarização magnética das amostras.

### 3.3 Densidade Hidrostática

Para o cálculo da densidade usaram-se os cilindros de 10 mm x 10 mm, mediram-se os valores de massa seca, massa imersa e os resultados finais apresentam-se na Tabela 4.

Tabela 4. Densidades de todas as amostras usando as médias das massas

Densidades usando as médias		
$\rho_{a\ 79-0}$	=	7,8500 g/cm <sup>3</sup>
$\rho_{a\ 79-5}$	=	7,8455 g/cm <sup>3</sup>
$\rho_{a\ 79-10}$	=	7,8398 g/cm <sup>3</sup>
$\rho_{a\ 79-15}$	=	7,8399 g/cm <sup>3</sup>
$\rho_{a\ 79-20}$	=	7,8401 g/cm <sup>3</sup>
$\rho_{a\ Rev}$	=	7,8440 g/cm <sup>3</sup>

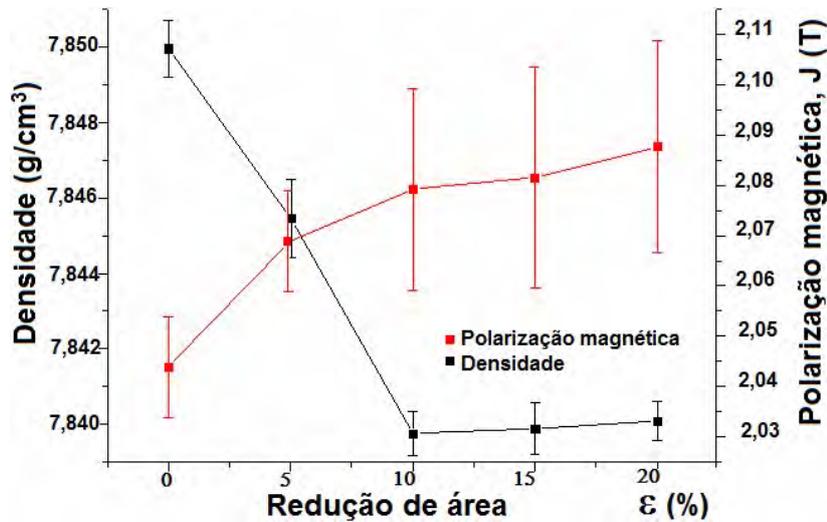


Figura 3. Densidade e polarização em função da deformação (amostras deformadas).

Foi feita uma medida em uma amostra que teve sua austenita retida transformada por tratamento térmico. O revenimento foi idêntico. A densidade da amostra de Gonzalez,<sup>(3)</sup> pelo método hidrostático, é de 7,8440 g/cm<sup>3</sup>.

### 3.4 Difração de Raios-X

Um resultado parcial das difrações está apresentado na Figura 4, enfoque no primeiro pico, reconhecido como da austenita, o segundo é a ferrita.

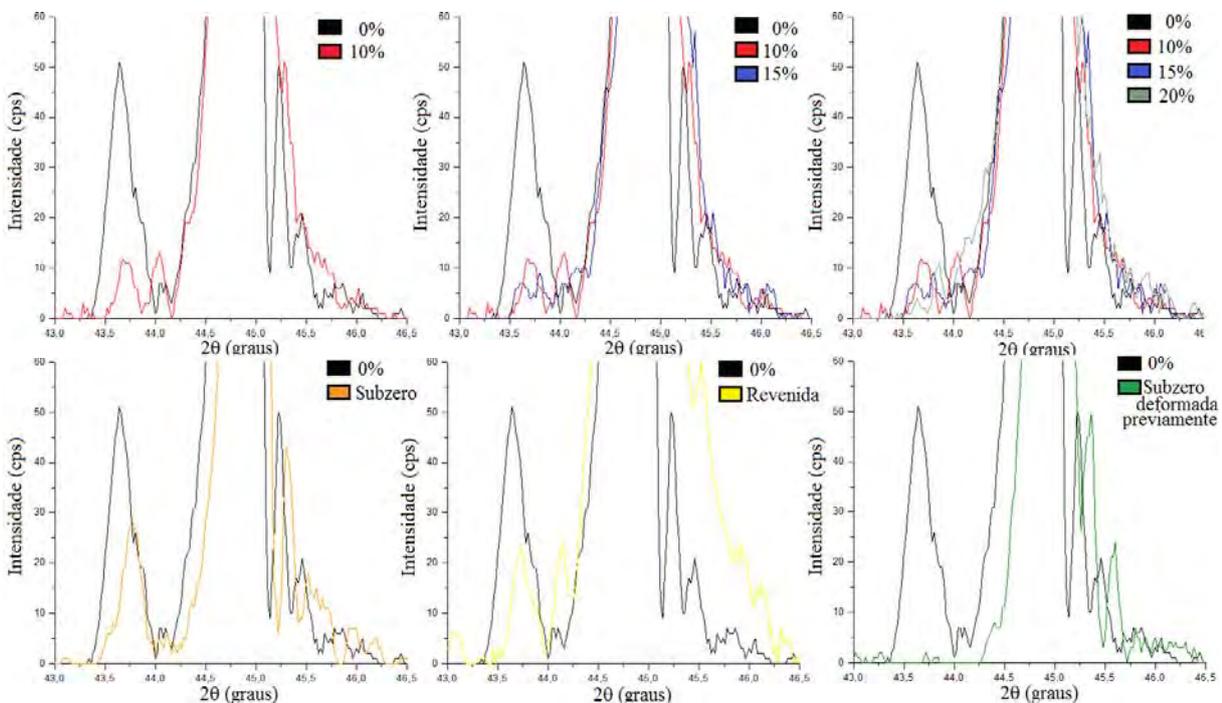


Figura 4. Difrações superpostas. Evolução dos primeiros picos difratados conforme deformação ou tratamento térmico, em comparação com a amostra como recebida.

## 4 DISCUSSÃO

### 4.1 Saturação Magnética E Transformação Induzida Por Deformação

A Tabela 3 e a Figura 2 mostram que houve um ganho magnético nas amostras deformadas ou revenidas em relação a amostra como recebida, dito isso devido ao  $J_s$  crescente. Esse ganho acontece enquanto há a transformação da austenita retida do constituinte AM.

Sabe-se que a deformação afeta as propriedades magnéticas, como perdas, campo coercivo e permeabilidade, mas não afeta a polarização de saturação, que é função dos elementos que compõe o material, estrutura cristalina e temperatura.

O trabalho de Gonzalez<sup>(3)</sup> conclui pela presença de austenita retida na amostra de aço X80 (3,4% em volume), baseado na saturação magnética de 1,99 T no estado como recebido, e de 2,05 T no material revenido 300°C durante 2 horas ou 400°C/h, aplicados na equação 1, sendo assim:

$$\% \gamma = 100 * (1 - J_s / J_{s \text{ máx}}) = 100 * (1 - 1,99 / 2,06) = 3,4\%.$$

Na série de medidas feitas na presente pesquisa, o menor valor de polarização magnética de saturação ( $J_s$ ) encontrado foi do material como recebido, sendo 2,044 T. O maior foi 2,089 para a amostra revenida, seguida da amostra 79-20, com 2,088 T. Substituindo estes valores na mesma equação, temos:

$$\% \gamma = 100 * (1 - J_s / J_{s \text{ máx}}) = 100 * (1 - 2,044 / 2,088) = 2\%.$$

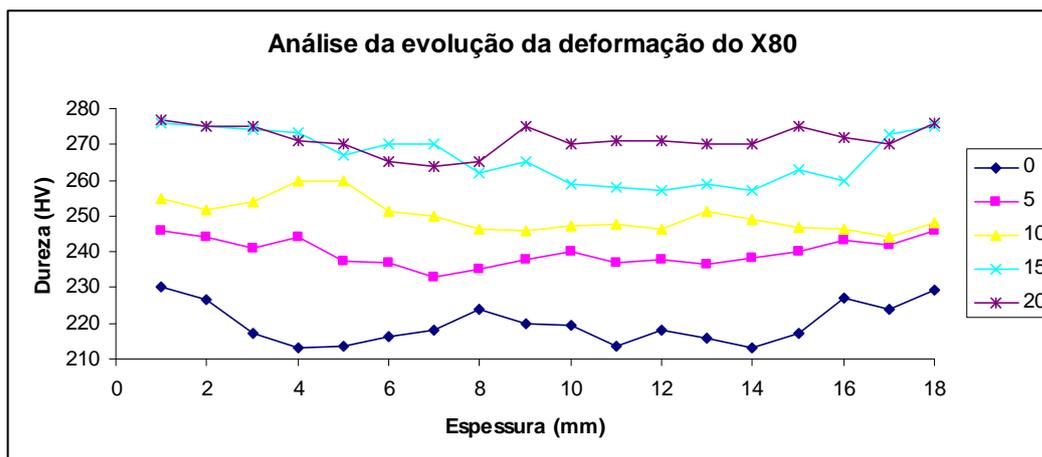
Ambos os casos mostraram aumento da saturação, compatível com a transformação da austenita não magnética em martensita magnética.

A deformação do processo UOE parece eliminar grande parte da presença da fase paramagnética. A medida por MAV é plausível para quantidades pequenas de fase não magnética e mais simples do que difração.

### 4.2 Deformação e Dureza

O maior refino de grão visto nas superfícies deve-se a maior energia armazenada durante a deformação de acabamento (abaixo de  $T_{nr}$  e acima de  $A_{r3}$ ), proporcionando uma recristalização de mais núcleos por volume de material nessas regiões, o que limita o crescimento do TG. O refino do TG ferrítico se deve ao aumento da velocidade de resfriamento a partir do campo austenítico, criando condições para ocorrência de ferrita acicular ( $\alpha_w$ ) e bainita (B), microestruturas que reduzem o TG ferrítico.

Para o gráfico da dureza em função da espessura (Figura 4), se confirma o que Gonzalez<sup>(3)</sup> verificou, ou seja, a dureza da superfície superior é maior que da inferior e revela um salto de dureza nas primeiras reduções estudadas, que se deve muito mais ao encruamento do que a pequena fração transformada de austenita retida.



**Figura 5.** Análise da mudança de dureza sofrida pelo X80 devido às deformações sofridas na laminação que chegou até 20% em redução de área.

A comparação entre as durezas não revela muito, não bastasse a transformação induzida por deformação elevar o LE do aço, o encruamento aumenta a dureza também, mas não foi constatado algum gradiente de deformação no material, pois a superfície superior, em todas as amostras, é sempre mais dura que a inferior e esta mais que o meio.

#### 4.3 Densidade de Massa

A variação de densidade de massa, determinado pelo método hidrostático, foi de  $7,850 \text{ g/cm}^3$  para o material como recebido, para  $7,840 \text{ g/cm}^3$  para o material mais deformado. Estas medidas, para uma dilatação devido a expansão da fase de 4%, indicam que havia 3,2% de austenita retida no material como recebido. A densidade da amostra revenida ficou em torno de  $7,844 \text{ g/cm}^3$ , também diferindo da densidade inicial.

#### 4.4 Difração de Raios-X

Foi notado o que diz a literatura, que a deformação diminui a intensidade do pico e há alargamento da base da curva. O revenimento alargou a base do pico da ferrita enquanto o subzero não, mas neste também nota-se queda no pico da austenita. Como visto na Figura 4, apenas para a amostra como recebida há um pico entre  $43^\circ$  e  $44^\circ$ , muito próximo do pico reconhecido como sendo da austenita, cujo revenimento ou com a máxima redução imposta não desapareceu completamente, exceto no caso da amostra deformada seguida do subzero.

### 5 CONCLUSÃO

- Aços bifásicos, TRIP, de graus API ou simplesmente detentores de fase não magnéticas, como a austenita retida, podem ter estas fases quantificadas indiretamente pelos métodos acima descritos;
- a deformação plástica entre 5% e 20% ou o tratamento térmico alteram a saturação magnética e a densidade mássica de forma compatível com a eliminação da austenita retida metaestável do constituinte AM;

- a deformação do processo UOE não parece eliminar completamente a presença da fase já que o fenômeno ainda está sendo notado nas maiores reduções impostas;
- a medida de fases não magnéticas em pequenas frações volumétricas tem maior precisão por MAV do que por densidade, porém ambas detectaram transformação;
- o método por densidade hidrostática é factível para mensurar transformações induzidas por deformação, sendo possivelmente útil em produtos de precisão onde a variação volumétrica se torna relevante. Mas depende de muitos fatores, que se seguidos, revelam medidas aceitáveis;
- os dados obtidos pela densidade comparados com os do MAV diferem em 1,1% da quantidade inicial de  $\gamma$ r;
- o maior refino de grão visto nas superfícies deve-se a maior energia armazenada durante a deformação de acabamento (abaixo de  $T_{nr}$  e acima de  $A_{r3}$ ), proporcionando uma recristalização de mais núcleos por volume de material nessas regiões, o que limita o TG; e
- porém, não foi constatado um gradiente de deformação.

Como a pesquisa acima demonstra, as fases não magnéticas em um aço podem ser quantificadas através de medidas magnéticas, como se reconheceu através das medidas feitas e contextualizando esse estudo aos já existentes.

Os dados obtidos pela densidade revelam expansão volumétrica de aproximadamente 0,13%.

### **Agradecimentos**

A minha família.

A todos os professores, em especial aos Prof. Fernando, Hélio e Rodrigo.

Aos amigos e colaboradores Bruno Antunes, Rubens, Ramon, Sérgio, Danilo, Daniel Júnior, André Tschiptschin, Dany, Ana Maria Villegas. A todos da corrente do bem.

A todos do departamento da escola politécnica, Edwan Anderson, Paulo Ogata, Luis Varella, Dany, todos da secretaria Vera, Cristina e todos da biblioteca, Gilberto e Clélia.

A todos da USP e IPT que participaram diretamente e indiretamente deste.

A Capes pelo financiamento ao estudo.

### **REFERÊNCIAS**

- 1 Instituto Nacional dos Distribuidores de Aço. Disponível em: [www.inda.org.br](http://www.inda.org.br) acesso 28 jul 2011.
- 2 American Petroleum Institute. Disponível em: <http://www.api.org>. Acesso em 15 jul 2011.
- 3 GONZALEZ, R. M. F. Estudo da transformação durante o resfriamento contínuo e da microestrutura do aço microligado X80 utilizado na construção de tubos para transporte de gás natural e petróleo. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, p. 158, 2008.
- 4 HARRIS, W. J.; COHEN, M. Stabilization of the austenite-martensite transformation. Metals Technology, p. 447-470, 1948.
- 5 SILVA, M. C. Caracterização das propriedades mecânicas e metalúrgicas do aço API 5L X80 e determinação experimental de curvas de J-R para avaliação da tenacidade a fratura. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, p. 96, 2004.

- 6 GORNI, A. A.; BRANCHINI, O. A produção de chapas de aço bifásico. Máquinas e metais, 1989.
- 7 COSTA E SILVA, A.L.; MEI, P. R. Aços e ligas especiais. Eletrometal. São Paulo, p. 305 – 307, 1988.
- 8 MATSUMURA, O; et al. Effect os retained austenite on formability of high strength sheet steels(Caderno – Effects of  $\gamma$ r on formability of high strength sheet steels. ISIJ Internacional, v. 32, n.10, p. 1110-1116, 1992.
- 9 HUANG, H.; MATSUMURA, O. e FURUKAWA, T. Retained austenite in low carbon, manganese steel after intercritical heat treatment. Material Science and Technology, v.10, p. 621-626,1994.
- 10 HAIDEMENOPOULOS, G. e PAPADIMITRIOU, K. Retained austenite and mechanical properties in bainite transformed low alloy steels. Steel Research 66, n. 10, p. 433-438, 1995.
- 11 ANNIBAL, E. G.; et al. Desenvolvimentos recentes em aços trip aplicáveis na indústria automobilística: Uma revisão. XII Congresso Nacional de Estudantes de Engenharia Mecânica. Paper CRE05-CM02, p. 6, 2005.
- 12 WASILKOWSKA, A.; et al. Microstructure and texture changes in a low-alloyed TRIP aided steel induced by small plastic deformation. ISIJ International, v. 46, n. 2, p. 302 – 309. 2006.
- 13 SHERIF, M. Y.; et al. Stability of retained austenite in TRIP – assisted steels. Materials Science and Technology, v. 20, n. 3, p. 319 – 322. 2004.
- 14 WASILKOWSKA, A.; et al. Microstructure and tensile behaviour of cold – rolled TRIP - aided steels. 11<sup>th</sup> International scientific conference. Achievements in mechanical & materials engineering. p. 601 – 606. 2002.
- 15 Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens Current edition approved July 1, 2007. Published September 2007. Originally approved in 1921. Last previous edition approved in 2001 as E 3 – 01.