RICARDO DEL SANT

ESTUDO DA TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA
RETIDA EM MARTENSITA INDUZIDA POR
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA EM AÇOS MULTIFÁSICOS

Tese apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Doutor em
Engenharia Mecânica na área de Projetos e
Materiais.

Orientador:
Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto

Guaratinguetá
2010

Del Sant, Ricardo
D365e Estudo da transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica em aços multifásicos. / Ricardo Del Sant – Guaratinguetá : [s.n], 2010.
159f. : il.
Bibliografia: f. 125-129

Tese (doutorado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2010.
Orientador: Prof. Dr. Tomaz Manabu Hashimoto
Co-orientador: Prof. Dr. Antonio Jorge Abdalla

1. Aço multifásico 2. Austenita 1. Título

CDU 669.14

aço multifásico; efeito TRIP; austenita retida; magnetização de saturação

RICARDO DEL SANT

ESTA TESE FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"DOUTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA"

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Orientador / Unesp-Feg

Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Unesp-Feg

Prof. Dr. ALFEL SARAIVA RAMOS
Unesp/Feg

Prof. Dr. JORGE OTUBO
UNACPA

Prof. Dr. ROSINEI BATISTA RIBEIRO
UNESP

Abril de 2010

DADOS CURRICULARES

Ricardo Del Sant

NASCIMENTO: 27 / 05 / 1956 - São Paulo (SP)

FILIAÇÃO: Guido Antonio Del Sant

Olga Olivati Del Sant

FORMAÇÃO ACADÊMICA:

1976 - 1986

Bacharel e Licenciado em Física pela Pontifícia Universidade Católica de SP

1996 - 1999

Mestrado em Física de Plasmas pela UNESP Campus de Guaratinguetá

Dedico este trabalho a duas pessoas inesquecíveis:

minha mãe

OLGA OLIVATI DEL SANT

a quem devo tudo,

e minha sobrinha

CARLOTA ISMÉRIA DEL SANT

referencial maior de minha família.

AGRADECIMENTOS

Quando comecei o curso de Doutorado na Área de Materiais, muito pouco conhecia sobre a real amplitude que esta área abrange, a ponto de atualmente não mais ser considerada uma área específica, mas uma verdadeira Ciência. Devido a falta de maiores conhecimentos a respeito, hesitei a princípio, até que o Destino me apontou o caminho certo a tomar, cujo resultado (mas não derradeiro!) é este trabalho que ora apresento.

Se os seres humanos contribuem, inconscientemente ou não, com esta força motriz que nos recomenda sobre o caminho mais acertado, devo então iniciar esta parte do trabalho dedicada àqueles que tanto nos ajudaram, evocando duas pessoas que, como sinaleiros que guiam barcos desorientados, me foram fundamentais para que eu pudesse adentrar e avançar no fascinante mundo da pesquisa tecnológica dos materiais, mais especificamente sobre o aço, um dos materiais mais utilizados pela humanidade desde seus primórdios. Refiro-me ao Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA e ao Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO, os primeiros mestres que, ao me levarem a deparar com a grandeza e beleza deste novo mundo em suas aulas e exposições, implantaram em minha mente a certeza do acerto na decisão de prosseguir na trilha por eles aberta.

Felizmente a lista daqueles que me ajudaram não se restringe a estes dois mestres da ciência, daí o meu dever em prosseguir esta homenagem.

Devo também ao Prof. Dr. ANTONIO JORGE ABDALLA, meu co-orientador, pelos conselhos importantes, bem como ao Prof. Dr. MARCOS VALÉRIO RIBEIRO, que também prestou grande contribuição com suas observações durante o exame de qualificação.

O apoio do pessoal técnico dispensa comentários. Neste sentido, cito os nomes dos técnicos do Departamento de Materiais da FEG, CÉLIO J. DE SOUZA e WILSON R. MONTEIRO, pela orientação na metalografia, MANOEL F.S. FILHO, pelos ensaios de deformação, e CONCEIÇÃO A. M. DUTRA, na preparação dos reagentes químicos.

Fundamental também foi a participação do Prof. Dr. LUIS ROGÉRIO HEIN, bem como do aluno PIETRO C. R. O. CALTABIANO, ambos do DMT da FEG, pela inclusão das barras de magnificação sobre as imagens metalográficas, enquanto que à Profa. Dra. MARISA A. WHITACKER devo a oportunidade de poder iniciar no magistério do ensino superior na própria FEG e que valeu como estágio docência exigido pela CAPES.

Não seria justo deixar de mencionar os nomes das pessoas de outras instituições que prestaram enorme contribuição, como o técnico SÉRGIO ANTONIO ROMERO, do Laboratório de Medidas Magnéticas do Instituto de Física da USP, pelas medidas do campo de saturação magnética, ao Prof. Dr. JOSÉ ROBERTO MARTINELLI e RAFAELA GOMES DOS SANTOS, do Departamento de Materiais do IPEN, pelas medidas das densidades das amostras, e ao Prof. Dr. CLÉDERSON PADUANI, do Departamento de Física da Universidade Federal de Santa Catarina, pelas valiosas opiniões.

Em particular, agradeço imensamente a participação da Profa. MARILISA GOMES DA FONSECA VOLTOLINI, que se prontificou a traduzir nossos textos para o inglês e quando era necessário.

O suporte oferecido por funcionários da FEG não é menos importante, de modo que é meu dever aqui mencionar a vultosa participação das funcionárias da Biblioteca da FEG, particularmente de sua diretora ANA MARIA RAMOS ANTUNES, que prontamente sempre me providenciou os artigos que solicitava, bem como dos funcionários da Secretaria da Pós-Graduação, sob o comando da sempre competente REGINA GALVÃO FARIA ALVES, todos prestativos e atentos no acompanhamento e orientação sobre as questões de cunho burocrático, nem sempre devidamente reconhecidas, mas de inegável valor.

Aos caros amigos, cujo convívio sincero permitiu o estabelecimento de um clima imprescindível para qualquer pesquisador se sentir em casa e desenvolver suas aptidões sem ressentimentos. Portanto, segue a escalação do grande time que não conhece retranca: GABRIELA, ROSIANE, CÂNDIDA, SILVIA, GISÉLIA, KRATUS, ROGÉRIO, SANDRO e, em particular, a ALUISIO PINTO DA SILVA,

que me abriu a porta para a Internet e, através dela, do intrincado caminho para enviar uma proposta de artigo a uma revista de renome internacional.

Com relação às instituições, reverencio o CTA de São José dos Campos, pela confecção das amostras, e à FACULDADE DE ENGENHARIA DE GUARATINGUETÁ, cujas portas sempre estiveram abertas a qualquer interessado na pesquisa científica.

Finalmente, à minha família, em particular ao meu irmão RENATO, minha irmã EDMA, meus cunhados SOLANGE e VLADIMIR, assim como às minhas sobrinhas JULIANA e LORENA.

A todos, meus sinceros agradecimentos.

Março, 2010.

Este trabalho contou com o apoio financeiro da CAPES, através do
PROGRAMA INSTITUCIONAL DE CAPACITAÇÃO DE
DOCENTES - PICD.

"A Esperança é o Sonho do Homem Acordado"

Aristóteles

DEL SANT, R. **Estudo da transformação da austenita retida em martensita induzida por deformação plástica em aços multifásicos**. 2010. 159 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2010.

RESUMO

Os aços multifásicos constituídos de ferrita, bainita, austenita retida e martensita apresentam combinações muito atrativas de resistência e tenacidade. Há ainda um potencial adicional de melhorias das propriedades mecânicas quando a fração de austenita retida for alta, conferindo alta conformabilidade pelo efeito TRIP. Neste contexto, é fundamental a análise qualitativa e quantitativa das fases, especialmente de austenita retida e sua transformação em martensita induzida por deformação. Este trabalho enfoca a transformação da austenita retida em martensita por deformação em tração monotônica em um aço AISI 4340 com estrutura multifásica. Os resultados confirmam a transformação da austenita retida em martensita atingindo cerca de 80% de transformação. As frações volumétricas de austenita retida antes e após a deformação foram estimadas por duas técnicas. A primeira foi feita por análise de imagens em microscopia óptica e a segunda por magnetização de saturação, tendo em vista o caráter paramagnético desta fase. As frações estimadas pelas duas técnicas foram comparadas, concluindo-se que o método magnético deve ser reavaliado, tendo sido proposto um fator de correção na equação básica deste processo e presente na literatura.

PALAVRAS-CHAVE: Aços multifásicos. Efeito TRIP. Austenita retida. Magnetização de saturação.

DEL SANT, R. **Study of the transformation of retained austenite in martensite induced by plastic deformation in multiphase steels**. 2010. 159 f. Thesis (Doctorate in Mechanical Engineering) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, UNESP (2010).

ABSTRACT

The multiphase steels made of ferrite, bainite, retained austenite and martensite present very attractive combinations of resistance and toughness. There is still an additional potential of improvement of the mechanical properties when the fraction of retained austenite is high allowing high conformability by the TRIP effect. In this context the qualitative and quantitative analysis of the phases is essential specially from retained austenite and its transformation in martensite induced by deformation. This work focus on the transformation of retained austenite in martensite by the deformation in monotonic traction in one steel AISI 4340 with multiphasic structure.

The results confirm the transformation of retained austenite in martensite reaching about 80% of transformation. The volumetric fractions of retained austenite before and after the deformation were estimated by two techniques: the first was made by the analysis of images in optic microscopy and the second by magnetization of saturation taking into consideration the paramagnetic character of this phase. The estimated fractions by the two techniques were compared leading to the conclusion that the magnetic method must be evaluated again using a proposed factor of correction in the basic equation of this process and present in the literature.

KEYWORDS: Multiphase steels. TRIP effect. Retained austenite. Magnetization of saturation.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Trabalhador da indústria chinesa de aço.....	21
FIGURA 2 - A importância do aço no mundo cresce com o passar dos anos.....	22
FIGURA 3 - Tratamentos térmicos básicos para processamento do aço.....	27
FIGURA 4 - Ferrita em suas diferentes morfologias.....	29
FIGURA 5 - Fotomicrografia da fase austenítica.....	30
FIGURA 6 - Micrografia da martensita na forma ripada e acicular. Representação espacial de uma estrutura tetragonal de corpo centrado.....	31
FIGURA 7 - Micrografia de uma estrutura ferrítica com nucleações de cementita; representação de uma célula unitária de cementita.....	32
FIGURA 8 - Estrutura perlítica.....	33
FIGURA 9 - Fotomicrografia da bainita superior e inferior.....	34
FIGURA 10 - Diagrama para um aço AISI 4340.....	35
FIGURA 11 - Micrografia colorizada de estrutura multifásica.....	37
FIGURA 12 - Comparação do aço TRIP com demais categorias de aços.....	39
FIGURA 13 - Representação de uma transformação de fase provocada pela segregação do carbono.....	42
FIGURA 14 - Diagrama de fases no aço destacando a região intercrítica.....	43
FIGURA 15 - Variação da fração percentual da austenita na região intercrítica em função da temperatura.....	44
FIGURA 16 - Transformação gradativa das colônias de perlita em austenita.....	45
FIGURA 17 - Variação do percentual de austenita e sua concentração de carbono na região intercrítica e de austenita retida medida na temperatura ambiente, em função da temperatura intercrítica.....	46
FIGURA 18 - Variação do percentual de austenita retida e sua concentração de carbono em função da temperatura intercrítica.....	47
FIGURA 19 - Variação da fração de austenita retida com o intervalo de tempo intercrítico para duas amostras distintas de aço.....	48

FIGURA 20 - Diagrama TTT num aço eutetóide, destacando o intervalo de tempo e de temperatura de formação da bainita.....	49
FIGURA 21 - Variação da fração de austenita e variação da máxima concentração de carbono, ambos em função da temperatura de austêmpera.....	50
FIGURA 22 - Relação entre fração de austenita retida com o tempo de austêmpera, para um mesmo aço tratado a cinco diferentes temperaturas.....	51
FIGURA 23 - Microestruturas multifásicas tratadas em regimes de austêmpera diferentes.....	52
FIGURA 24 - Fração percentual de austenita retida em função do tempo de tratamento bainítico e percentual de carbono levando-se em conta a temperatura de austêmpera.....	53
FIGURA 25 - Micrografias que demonstram as diferenças microestruturais provocadas pela mudança dos percentuais dos elementos de liga.....	54
FIGURA 26 - Mudança na morfologia da austenita durante a austêmpera.....	56
FIGURA 27 - Fotomicrografias obtidas por MET em que a austenita retida se apresenta em diferentes morfologias e vizinhanças.....	57
FIGURA 28 - Austenita retida ao lado da ferrita bainítica e carbonetos.....	58
FIGURA 29 - Representação da formação de uma placa de martensita em matriz austenítica.....	60
FIGURA 30 - Transformação da austenita para martensita em temperaturas cada vez mais baixas.....	62
FIGURA 31 - Representação gráfica entre a energia mecânica fornecida em função da temperatura, onde pode ocorrer transformação martensítica por solicitação mecânica.....	63
FIGURA 32 - Representação de uma transformação martensítica progressiva dentro de um grão austenítico e micrografias contendo as fases austenita e martensita.....	65
FIGURA 33 - Curva tensão-deformação típica do aço.....	66
FIGURA 34 - Comparação gráfica entre o percentual de austenita retida com resistência à tração e ductilidade.....	67
FIGURA 35 - Redução percentual da austenita retida em função da deformação para três amostras com frações iniciais diferentes de austenita retida.....	68

FIGURA 36 - Representação do momento de dipolo do elétron.....	69
FIGURA 37 - Diferença básica entre materiais magnéticos e não magnéticos.....	70
FIGURA 38 - Representação esquemática dos elétrons em orbitais.....	70
FIGURA 39 - Domínios magnéticos em um monocristal de níquel.....	72
FIGURA 40 - Representação do aumento gradativo da magnetização de uma amostra, com o aumento da intensidade do campo magnético externo.....	72
FIGURA 41 - Alterações provocadas nos domínios à medida que o campo externo aumenta de intensidade.....	73
FIGURA 42 - Curva de magnetização.....	74
FIGURA 43 - Curva termomagnética obtida num aço maraging 350.....	75
FIGURA 44 - Curvas de magnetização normalizadas com o tempo.....	76
FIGURA 45 - Curva de magnetização para o ferro ligado e ferro puro.....	76
FIGURA 46 - Variação do campo de saturação magnética com a deformação.....	77
FIGURA 47 - Curva de magnetização para o ferro, considerando a direção dos eixos cristalográficos.....	78
FIGURA 48 - Elipsóide com um vetor magnetização.....	78
FIGURA 49 - Fotomicrografia de uma liga de níquel 617, exibindo alta concentração de cromo e molibdênio.....	79
FIGURA 50 - Diagrama de transformação isotérmica para o aço AISI 4340.....	81
FIGURA 51 - Geometria e dimensões do corpo de prova (ASTM).....	82
FIGURA 52 - Rotas escolhidas no tratamento isotérmico.....	83
FIGURA 53 - Foto da Máquina de Ensaio Universal INSTRON 8801.....	84
FIGURA 54 - Amostras retiradas de cada corpo-de-prova.....	85
FIGURA 55 - Fotografias de três amostras embutidas em resina de baquelite.....	86
FIGURA 56 - Fotografia interna do Laboratório de Metalografia do DMT FEG / UNESP e máquina de corte modelo MESOTOM.....	87
FIGURA 57 - Fotografia de um conjunto de equipamentos pertencente ao Laboratório de Microscopia Óptica do DMT FEG / UNESP.....	89
FIGURA 58 - Fotografia do conjunto que compõe o microscópio óptico Nikon Neophot 200.....	90
FIGURA 59 - Fotomicrografias ópticas da amostra B1.....	91

FIGURA 60 - Sequência de colorização da imagem aplicada pelo software Image Pro Express.....	92
FIGURA 61 - Fotografia do conjunto de equipamentos que compõe o Magnetômetro de Amostra Vibrante utilizado.....	95
FIGURA 62 - Curvas de magnetização obtidas na amostra B3 e na ferrita pura.....	96
FIGURA 63 - Imagem original de uma fotomicrografia da amostra A1, destacando quatro campos contendo morfologias distintas da austenita retida.....	98
FIGURA 64 - Campos destacados na figura anterior e ampliados.....	99
FIGURA 65 - Fotomicrografia óptica da amostra B1, destacando dois campos ampliados.....	100
FIGURA 66 - Fotomicrografia da amostra A1 e um destaque.....	101
FIGURA 67 - Imagens obtidas da amostra B1, denotando a diferença de distribuição da austenita retida, para campos de mesma área.....	102
FIGURA 68 - Fotomicrografias da amostra B5.....	103
FIGURA 69 - Fotomicrografias ópticas da amostra A5 com três destaques.....	104
FIGURA 70 - Três campos selecionados da amostra A5 ampliados da imagem original.....	105
FIGURA 71 - Imagem de um campo da amostra A3 aumentada 1000 vezes e um destaque ampliado.....	106
FIGURA 72 - Imagem obtida de um campo da amostra B5, destacando uma interessante formação mesclando austenita retida com outras fases.....	107
FIGURA 73 - Fotomicrografia da amostra A5 e um destaque ampliado.....	108
FIGURA 74 - As 40 imagens obtidas da amostra A-5, antes e após deformação..	109
FIGURA 75 - Representação gráfica da fração de austenita retida estimada por metalografia óptica, em função da deformação.....	112
FIGURA 76 - Comparação gráfica dos valores encontrados na Tabela 6 para as amostras tratadas a 450 °C.....	119
FIGURA 77 - Comparação gráfica dos valores encontrados na Tabela 6 para as amostras tratadas a 350 °C.....	120

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Graus de deformação retratados pela relação entre tensão aplicada e tensão limite de escoamento.....	85
TABELA 2 - Frações volumétricas de austenita retida determinadas por metalografia óptica.....	111
TABELA 3 - Valores medidos para o método magnético.....	114
TABELA 4 - Comparação entre os valores esperados de magnetização de saturação com os obtidos experimentalmente.....	116
TABELA 5 - Valores médios para o fator de correção entre os valores de magnetização de saturação medidos através da equação 4 e obtidos no Magnetômetro de Amostra Vibrante.....	117
TABELA 6 - Comparação entre os valores da fração de austenita retida medidos metalograficamente e calculados pela equação 8.....	118

LISTA DE QUADROS

QUADRO 1 - Produção mundial de aço bruto em milhões de toneladas.....	20
QUADRO 2 - Influência exercida no aço por alguns elementos de liga.....	26
QUADRO 3 - Relação granulométrica da austenita com algumas propriedades mecânicas.....	41
QUADRO 4 - Composição nominal percentual do aço AISI 4340 e suas principais propriedades mecânicas medidas à temperatura ambiente.....	80

LISTA DE SIGLAS

AISI - American Iron and Steel Institute

ASTM - American Society for Testing and Materials

CTA - Centro Técnico Aeroespacial

DMT FEG / UNESP - Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá / Universidade Estadual de São Paulo

IAE - Instituto de Aeronáutica e Espaço

IISI - International Iron and Steel Institute

IPEN - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares

LMM IFUSP - Laboratório de Medidas Magnéticas do Instituto de Física da Universidade de São Paulo

MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MO - Microscopia Óptica

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
1.1 JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA DO AÇO.....	20
1.2 OBJETIVOS	23
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	25
2.1 AÇOS	25
2.1.1 O percentual de carbono	25
2.1.2 Os elementos de liga	26
2.1.3 O tratamento térmico	27
2.2 AS FASES E MICROCONSTITUINTES DO AÇO	28
2.2.1 A ferrita	28
2.2.2 A austenita	30
2.2.3 A martensita	30
2.2.4 A cementita	31
2.2.5 A perlita	32
2.2.6 A bainita	33
2.3 O TRATAMENTO ISOTÉRMICO	34
2.4 O EFEITO TRIP	38
2.5 A ESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA.....	39
2.5.1 Influência do tamanho do grão da austenita inicial na estabilização da austenita retida	41
2.5.2 Conteúdo de carbono na austenita retida	41
2.5.3 Tratamento intercrítico	43
2.5.4 Austêmpera	48
2.5.5 Influência do carbono e silício	53
2.5.6 Tamanho e morfologia da austenita retida e influência das fases vizinhas	55

2.6 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA	59
2.6.1 Temperatura de transformação martensítica	60
2.6.2 Transformação martensítica por solicitação mecânica	63
2.7 RELAÇÃO ENTRE AUSTENITA RETIDA E PROPRIEDADES MECÂNICAS	65
2.8 O MAGNETISMO	69
2.9 FATORES QUE AFETAM A MAGNETIZAÇÃO DO AÇO	74
3. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	80
3.1 O MATERIAL	80
3.2 SEQUENCIA DAS ETAPAS EXPERIMENTAIS	82
3.2.1 Tratamento térmico	83
3.2.2 Ensaio de deformação	84
3.2.3 Preparação metalográfica das amostras	85
3.2.4 Ataque químico e armazenamento das imagens	88
3.2.5 Análise magnética	93
4. RESULTADOS E COMENTÁRIOS	97
4.1 RESULTADOS	97
4.1.1 Morfologia e distribuição da austenita retida	98
4.1.2 Estimativa da fração de austenita retida por metalografia	110
4.1.3 Estimativa da fração de austenita retida por magnetização de saturação	
4.2 COMENTÁRIOS	121
4.3 CONCLUSÕES	123
4.4 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	124
REFERÊNCIAS	125
ANEXOS	126
I. Curvas tensão x deformação	127
II. Fotomicrografias das amostras	142
III. Curvas de magnetização	154

1 INTRODUÇÃO

1.1 POR QUÊ O AÇO? JUSTIFICATIVA E RELEVÂNCIA

Em que pesem as recentes descobertas e aplicações de novos tipos de materiais como polímeros, compósitos e ligas metálicas não ferrosas, continua indiscutível a importância do aço como matéria prima para ampla aplicação na ciência, indústria e tecnologia. Prova disso é a posição que o aço ocupa na avaliação do potencial econômico de uma nação, em que a produção e consumo deste material correspondem a parâmetros de primeira grandeza. No Quadro 1 vê-se a relação direta entre o potencial econômico de um país com sua capacidade para se produzir aços.

Quadro 1 - Produção mundial de aço bruto em milhões de toneladas, no período de 2005 a 2008 (IISI, 2009).

	<u>2005</u>	<u>2006</u>		<u>2007</u>	<u>2008</u>
1º) China	418,8	355,8	1º) China	489,0	502,0
2º) Japão	112,5	116,2	2º) Japão	120,2	118,7
3º) E. U. A.	94,9	98,5	3º) E. U. A.	97,2	91,5
4º) Rússia	66,1	70,6	4º) Rússia	72,2	68,5
5º) Coreia do Sul	47,8	48,4	5º) Índia	53,1	55,6
6º) Alemanha	44,5	47,2	6º) Coreia do Sul	51,4	53,5
7º) Índia	40,9	44,0	7º) Alemanha	48,5	45,8
8º) Ucrânia	38,6	40,8	8º) Ucrânia	42,8	37,1
9º) Itália	29,4	31,6	9º) Brasil	33,8	33,7
10º) Brasil	31,6	30,9	10º) Itália	32,0	30,5

A importância do aço a nível internacional se torna ainda mais visível quando se considera a relativa imunidade dos investimentos aplicados em sua produção. Neste sentido, conforme publicação consultada na imprensa,

Crescimento econômico forte no Brasil, Rússia, Índia e China, tem motivado o boom na indústria siderúrgica e não mostra sinais de redução apesar das turbulências nos mercados financeiros (O GLOBO, 2007).

De acordo com a mesma fonte, de 22/01/2009,

A China tornou-se o primeiro país do mundo a produzir mais de 500 milhões de toneladas em um ano. Hoje, o departamento de estatísticas do país informou que em 2008 foram fabricadas 500,48 milhões de toneladas da commodity. De acordo com a associação, a fatia do país na produção de aço global subiu de 36 % em 2007 para 38 % no ano passado (O GLOBO, 2007).

Figura 1 - Trabalhador da indústria chinesa de aço (DAILY-REUTERS, 2009).

Apesar da queda na produção da aciaria mundial em 2009, e de acordo com outra fonte, publicado em 19 de junho do mesmo ano,

A produção mundial de aço em maio caiu 21 por cento em base anual, apesar de ter crescido em relação a abril. Analistas afirmam que ganhos mensais devem continuar uma vez que os estoques do metal estão perto do esgotamento (NOVOJORNAL ECONOMIA, 2009).

Dispensam-se outros dados, portanto, para tornar patente a necessidade do emprego do aço e o que representa a produção siderúrgica como base de apoio não só para acelerar o crescimento econômico de um país, mas também para deixá-lo numa posição menos dependente e, como consequência, garantir o estabelecimento das condições que permitam a melhoria no padrão de vida de seu povo.

Figura 2 - A importância do aço no mundo cresce com o passar dos anos (DESIGNS IN STAINLESS, 2008).

1.2 JUSTIFICATIVA E OBJETIVO

A versatilidade do aço é imensa, visto que pode ser empregado na fabricação de utensílios domésticos mais elementares, como agulhas, panelas, canetas etc, até em aparatos que exigem um sofisticado suporte industrial para sua construção, como navios, usinas nucleares, naves espaciais e assim por diante. Além disso, ele pode ser reciclado indefinidamente: depois de fundido e resfriado à temperatura ambiente, o aço não perde as propriedades originais, de modo que ele pode sempre ser reaproveitado.

Entretanto, conforme já foi mencionado, a produção de novos materiais capazes de concorrer com o aço vem sendo uma realidade cada vez mais atuante, e mesmo nos casos onde o aço ainda é insubstituível ele pode ser melhorado em termos de viabilidade, de modo que sempre pode alcançar uma relação custo-benefício mais interessante.

Existem vários tipos de aços e certamente outros ainda surgirão conforme seus componentes químicos, proporções entre os mesmos, processo de fabricação e conformabilidade vão sendo modificados, visto que são parâmetros que praticamente não encontram empecilhos para novas alternativas e sempre visando, para cada tipo de aço, uma melhor adequação para uma determinada utilidade. Assim os aços podem congregam propriedades opostas, podendo ser duros e frágeis, além de dúcteis e tenazes. Nele também se podem encontrar fases magnéticas e não-magnéticas coexistindo uma ao lado da outra, ao passo que podem ser mais ou menos resistentes ao calor e à oxidação. Enfim, o aço conta com uma gama de aplicações sem limites.

Tirando proveito de tão vasto dinamismo para aplicação do aço na indústria e tecnologia, além de prever novos e promissores tipos deste material, este trabalho concentra sua atenção para quatro finalidades básicas:

1^a) melhorar o entendimento dos mecanismos envolvidos na transformação da austenita para martensita em aços TRIP;

2^a) analisar alguns parâmetros intrínsecos do aço multifásico e que influenciam suas propriedades mecânicas, especialmente os que visem melhorar a combinação entre sua resistência e conformabilidade;

3^a) propor melhorias para quantificar a fração de austenita retida em aços multifásicos, antes e após sua deformação;

4^a) contribuir para o enriquecimento da literatura a respeito do aço, capaz de repercutir na sua própria produção industrial.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS

Embora o aço tenha uma composição química constituída basicamente de ferro e carbono e de acordo com estruturas cristalinas bem conhecidas, algumas variáveis podem acarretar modificações acentuadas em algumas de suas propriedades e relevantes para determinar sua utilidade. Entre estas variáveis destacam-se o percentual de carbono, os elementos de liga e o tratamento térmico (VAN VLACK, 1984; CALLISTER, 2002; CHIAVERINI, 1988; COTTRELL, 1975; COSTA E SILVA & MEI, 1988).

2.1.1 O percentual de carbono

O aço é uma liga metálica onde o carbono está presente junto com o ferro num percentual em massa que varia desde 0,008 até 2,14 %. Dentro deste intervalo, o aço pode ser classificado como de *baixo carbono* se o seu percentual estiver entre 0,008 a 0,25 %, *médio carbono* de 0,25 a 0,60 % e *alto carbono* de 0,60 a 2,14 %. Acima deste valor, a liga passa a ser chamada de *ferro fundido* (CALLISTER, 2002).

A passagem de um tipo a outro afeta algumas das principais propriedades mecânicas do aço ou, mais especificamente, sua dureza, resistência, tenacidade e ductilidade. As duas primeiras estão diretamente relacionadas entre si, enquanto as outras duas estão inversamente relacionadas com as duas primeiras. Ou seja, materiais duros são resistentes, embora pouco dúcteis e tenazes. Aços de baixo carbono são macios e pouco resistentes, mas dúcteis e tenazes. Ao contrário, aços com alto teor de carbono são duros e resistentes, porém frágeis (VAN VLACK, 1984).

2.1.2 Os elementos de liga

São os elementos químicos que podem ocupar um lugar na estrutura cristalina do ferro, seja pelo preenchimento de eventuais lacunas (forma substitucional) ou interstícios presentes na rede (forma intersticial), sendo esta última preponderante no aço. Em qualquer destes casos o material também é chamado de *aço liga* ou *aço ligado* (COLPAERT, 2004). Além do carbono, vários elementos de liga podem ser inseridos na microestrutura do aço, tais como o silício, manganês, fósforo, níquel, cromo etc. Embora em quantidades comparativamente reduzidas, os elementos de liga alteram significativamente as propriedades do material em toda sua extensão (CALLISTER, 2002).

No Quadro 2, encontram-se algumas das influências exercidas pelos principais elementos de liga no aço.

Quadro 2 - Influência exercida em algumas propriedades do aço por alguns elementos de liga (DIFERRO, 2009).

PROPRIEDADES	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Al
aumenta dureza	X	X	X		X				
aumenta resistência	X	X	X		X			X	
diminui ductilidade	X		X	X					
diminui soldabilidade	X								
desoxidante		X			X				X
anticorrosivo						X			
aumenta temperabilidade						X	X		

No caso do cromo, 11% deste elemento torna o aço praticamente inoxidável (CALLISTER, 2002).

2.1.3 Tratamento térmico

Devido ao elevado ponto de fusão do aço (o do ferro é em torno de 1540°C), seu processamento na fase sólida admite grande variação de temperatura. O propósito do tratamento térmico é primeiro recristalizar e homogeneizar sua estrutura junto com os elementos de liga (ZAEFFERER et al, 2004; COTTRELL, 1975), para depois ser resfriado por uma determinada rota, podendo ser de forma lenta ou rápida (*recozimento* e *têmpera*, respectivamente), continuamente ou intercalada por intervalos isotérmicos, até retornar à temperatura ambiente (COSTA E SILVA & MEI, 1988).

Na Figura 3 está representada uma esquematização básica dos principais tratamentos térmicos aplicados no processamento do aço em sua fase sólida.

Figura 3 - Tratamentos térmicos básicos para processamento do aço, sendo TA a temperatura ambiente.

Do ponto de vista macroscópico o tratamento térmico do aço é uma operação que visa aprimorar suas propriedades mecânicas, como conformabilidade e usinabilidade (VAN VLACK, 1984), viabilizando, assim, a construção de peças feitas com aço e melhor utilizá-las. Do ponto de vista microscópico o tratamento térmico define a microestrutura do aço, sendo esta constituída por fases distintas, na forma de grãos com tamanhos variáveis.

A microestrutura é fator decisivo que determina as propriedades do aço (KATSAMAS et al, 2004; TIMOKHINA et al, 2004).

2.2 FASES E MICROCONSTITUINTES DO AÇO

Para se obter no aço uma boa combinação entre resistência e ductilidade, ele deve possuir microestrutura multifásica, ou seja, uma estrutura constituída de diferentes fases coexistindo em aproximado equilíbrio termodinâmico (WANG et al, 2006; ALI et al, 1993). Para aprimorar as propriedades mecânicas de maior interesse, o percentual de cada fase é parâmetro relevante, pois cada fase preserva suas características dentro da microestrutura e, conseqüentemente, exerce influência nas propriedades resultantes (ABDALLA, 2006; CABALLERO et al, 2001). É de vital importância, portanto, uma compreensão precisa da natureza e das propriedades de cada fase.

Os principais constituintes em um aço multifásico são a *ferrita*, a *austenita retida*, a *bainita* e a *martensita*. Conforme as condições, *carbonetos* podem se precipitar na estrutura multifásica e que, ao lado da ferrita, pode formar dois microconstituintes bifásicos: *bainita* e *perlita*. Os carbonetos binários são formados através de complexa ligação entre o carbono com elementos de transição, principalmente o ferro, o cromo e o molibdênio. Caso particular de carboneto com ferro é a *cementita*, cuja fórmula é Fe_3C .

2.2.1 A ferrita (α)

Também chamada de *ferro alfa*, tem estrutura cúbica de corpo centrado (CCC) e oferece baixa solubilidade ao carbono (máximo de 0,02 % em massa a 727 °C). Estável à temperatura ambiente, a ferrita é dúctil, além de ser ferromagnética. Também existe o *ferro delta*, igualmente CCC, mas que só existe acima de 1400 °C (CALLISTER, 2002).

A ferrita pode se apresentar com morfologias distintas, como a *poligonal*, *plaqueta de Widmanstätten* e a *acicular* (HUME-ROTHERY, 1968). Na Figura 4 vêem-se algumas micrografias destas formas de ferrita e uma representação da rede CCC.

Figura 4 - Ferrita em suas diferentes morfologias: (a) poligonal (CALLISTER, 2002), (b) Widmanstätten e (c) acicular (HUME-ROTHERY, 1968). Em (d), representação espacial de uma rede CCC (THELNING, 1975).

2.2.2 A austenita (γ)

A fase γ com célula cúbica de face centrada (CFC), permite uma maior solubilidade do carbono (máximo de 2,14 % em massa a 1147 °C). Estável acima de 727 °C e paramagnética, também é conhecida como *ferro gama*. Na Figura 5 está uma ilustração de uma estrutura contendo grãos austeníticos adjacentes entre si, além de um modelo da rede cristalina correspondente.

Figura 5 - Fotomicrografia da fase austenítica (CALLISTER, 2002) e representação espacial de uma rede CFC (THELNING, 1975).

2.2.3 A martensita

É uma fase ferromagnética muito dura e frágil, além de muito resistente. Pode se formar por dois processos: (1º), resfriamento brusco do aço a partir do campo austenítico até a temperatura ambiente e, (2º), pela aplicação de esforço mecânico sobre o aço na temperatura ambiente, com a condição de que exista austenita presente na microestrutura. Em qualquer caso o processo de formação da martensita envolve deformação polimórfica da estrutura CFC para a tetragonal de corpo centrado (TCC), através de um deslocamento nanométrico dos átomos em relação a

seus vizinhos. A estrutura martensítica é supersaturada em carbono, e sua formação a partir da austenita acarreta aumento no volume da peça (HUME-ROTHERY, 1968).

Dois tipos de martensita se destacam no que diz respeito à sua morfologia: na forma de placas (*ripada*) ou agulhas (*acicular* ou *lenticular*). A primeira é preferencial em aços com menos de 0,6 % de carbono, enquanto a segunda é mais abundante em percentuais maiores (NETO et al, 2005). A Figura 6 ilustra estes dois tipos de martensita, além de um modelo da rede TCC.

Figura 6 - Micrografias da martensita na forma (a) ripada e (b) acicular (HUME-ROTHERY, 1968). Em (c) representação de uma estrutura tetragonal de corpo centrado.

2.2.4 A cementita

É um carboneto de ferro de fórmula Fe_3C , com célula ortorrômbica e percentual de carbono em massa da ordem de 6,7 % em massa (VAN VLACK, 1984), além de ser quebradiço (COLPAERT, 2004), ferromagnético (HUME-ROTHERY, 1968) e tão duro quanto o feldspato na escala Moh's (CHIAVERINI, 1984). Na Figura 7 são identificados núcleos de cementita em matriz ferrítica, além de um modelo de sua célula unitária.

Figura 7 - Micrografia de uma estrutura ferrítica (fundo claro) com nucleações de cementita (manchas escuras). As linhas divisórias mais finas são os contornos entre os grãos ferríticos (CIENCIA Y INGERENCIA, 2009). À direita, representação de uma célula unitária de cementita, onde as esferas roxas representam átomos de carbono e as amarelas átomos de ferro (UNIVERSITY OF CAMBRIDGE, 2009).

2.2.5 A perlita

É um microconstituente formado por ferrita e carbonetos, separados por lamelas paralelas e alternadas. A perlita se forma durante o resfriamento a partir da austenita, quando a rede passa da forma CFC para CCC (727 °C em aço eutetóide). Nesta transformação, átomos de carbono são rejeitados pelo surgimento dos grãos ferríticos, difundindo-se até se concentrarem nos contornos de grãos. Por ser um processo difusional, a ocorrência desta fase requer resfriamento controlado.

Na Figura 8 está a micrografia de uma estrutura lamelar da perlita.

Figura 8 - Estrutura perlítica: a parte clara é a ferrita, enquanto a escura é formada por cementita. A separação entre as duas fases ocorre por difusão de carbono, da primeira para a segunda fase (COLPAERT, 2004).

2.2.6 A bainita

A exemplo da perlita, a bainita também é constituída de ferrita e carbonetos, mas com uma morfologia e relação cristalográfica diferentes daquela que se observa na perlita (COSTA E SILVA & MEI, 1988). Destacam-se dois tipos de bainita: a *superior* e a *inferior*. A bainita superior se forma entre 350 e 550 °C, tendo forma de ripas paralelas entremeadas por formações alongadas de carbonetos. A bainita inferior se forma entre 250 e 350 °C, e a ferrita que a compõe se apresenta na forma

de placas finas, enquanto o carboneto aparece tanto nos contornos como no interior das placas de ferrita, notadamente na forma de bastões delgados e paralelos entre si.

Na Figura 9 estão fotomicrografias dos dois tipos de bainita.

Figura 9 - Em (a) fotomicrografia da bainita superior, onde a área lisa é a ferrita e a áspera é a cementita (HUME-ROTHERY, 1968), enquanto em (b) uma amostra micrográfica da bainita inferior, onde finos bastões paralelos de carbonetos atravessam o interior dos grãos ferríticos (HONEYCOMBE & BHADESHIA, 1996). MET

2.3 O TRATAMENTO ISOTÉRMICO

Conforme exposto em 2.1.3, quando o aço é esfriado do campo austenítico para a temperatura ambiente, ocorrem transformações de fases que culminam numa determinada microestrutura e que depende da rota escolhida. A Figura 10 representa um diagrama TTT (*Transformação-Tempo-Temperatura*) típico para um aço multifásico, além das rotas já mencionadas.

Figura 10 - Diagrama Transformação-Tempo-Temperatura para um aço AISI 4340, com as rotas de tratamento térmico explicadas no texto. M é martensita, F é ferrita, AR é austenita retida e B é bainita (adaptado de RIBEIRO, SAPPACK e CHIAVERINI, 2009).

A seta que conduz à formação apenas de martensita evita a formação das fases difusionais, como perlita e bainita. Seguindo esta rota, a formação da martensita a partir da austenita se inicia a partir de uma temperatura M_i e progride proporcionalmente com o abaixamento de temperatura até um valor M_f , quando, teoricamente, desaparecem os últimos grãos de austenita. Martensita passa a ser então a única fase presente e com igual composição da austenita que lhe deu origem, porém, com diferente rede cristalográfica (NOVIKOV, 1994). Na rota com dois patamares isotérmicos, o primeiro patamar está na *região intercrítica*, onde

apenas austenita e ferrita podem coexistir, depois na região de formação da bainita, seguido por um novo resfriamento. Após passagem por M_i a bainita e a ferrita intercrítica se mantêm inalteradas, enquanto parte da austenita retida se transforma em martensita e a parte complementar se mantém de forma metaestável à temperatura ambiente. A rota tracejada representa um resfriamento contínuo, sendo realizado de forma gradativa e sem interrupções temporárias de temperatura.

Cada rota conduz a uma determinada microestrutura, sendo que a mais interessante do ponto de vista industrial, especialmente no setor onde se pretende equilibrar resistência com ductilidade, é a microestrutura multifásica (HASHIMOTO, 2004), onde coexistem frações de ferrita, bainita, austenita metaestável e martensita, todas guardando entre si um relativo equilíbrio termodinâmico. Exclui-se para esta finalidade, portanto, a têmpera, que produz martensita (podendo existir pequena fração de austenita retida). Com relação à rota tracejada, a microestrutura final é constituída de bainita, austenita retida e martensita. O tratamento isotérmico é mais vantajoso do que o executado por resfriamento contínuo mais lento (rota tracejada), pois permite um melhor controle para se obter uma melhor combinação percentual entre as diferentes fases, com o propósito de melhor conciliar suas propriedades particulares, além de produzir uma distribuição mais uniforme na microestrutura final ao longo da peça (NOVIKOV, 1994; JACQUES et al., 1998; ROS-YÁÑEZ et al., 2001).

Na Figura 11 está a foto de uma estrutura multifásica contendo os microconstituintes mais importantes para a combinação resistência-ductilidade. A diferença na coloração entre as fases deve-se a um ataque químico aplicado sobre a amostra antes da análise micrográfica.

Figura 11 - Micrografia de uma estrutura multifásica submetida a ataque químico *heat tinting*: PF é ferrita poligonal, B é bainita, M é martensita e RA é austenita retida (TIMOKHINA, 2004).

A austenita que se mantém de forma metaestável na temperatura ambiente depois de findado o tratamento isotérmico é chamada de *austenita retida* (COSTA E SILVA & MEI, 1988). Devido à presença desta fase, pode-se aplicar um tipo de transformação propícia para atender os interesses industriais, notadamente no setor automotivo, onde tentativas são continuamente desenvolvidas na esperança de se produzir aços com elevada resistência, mas sem sacrifício de sua conformabilidade e capacidade para absorver energia proveniente de um impacto (FERRER et al, 2007; SUGIMOTO et al, 2002; GRAJCAR et al, 2006; ADAMCZYK et al, 2007; SHI et al, 2006).

2.4 O EFEITO TRIP

Na década de 60 descobriu-se que a austenita retida pode se transformar total ou parcialmente em martensita através da energia mecânica fornecida por um esforço externo na temperatura ambiente, conforme apresentado em 2.2.6. Tal transformação foi denominada de *efeito TRIP*, sigla de *Transformation Induced Plasticity* (BERRAHMOUNE, 2004) e que pode ser traduzido como *Plasticidade Induzida por Deformação*.

No processo de estampagem efetuada em chapas de aços multifásicos, aliás, a própria máquina fornece a energia (ROS-YÁÑEZ, 2001), de forma que, se a estampa for realizada de forma controlada (MANGONON, 1970), é possível controlar também a fração de austenita retida transformada em martensita, visto que as proporções quantitativas entre as duas fases, além das outras, definem as propriedades do material estampado.

A presença da austenita retida metaestável na temperatura ambiente, por conseguinte, constitui condição necessária para aplicação do efeito TRIP, dado que a austenita é a fase-mãe da martensita, apesar das diferenças marcantes entre elas. A saber: a primeira é dúctil e paramagnética, enquanto a segunda é frágil e ferromagnética (ISHIGAKI et al, 1999; AYDIN et al, 2002). Em outras palavras, a primeira contribui para a conformação e é pouco sensível ao magnetismo, ao passo que a segunda aponta para um aumento da resistência do material, além de responder prontamente à aplicação de campos magnéticos externos.

A busca por uma combinação cada vez mais adequada entre estas duas fases, portanto, é tema de destaque quando se visa obter aços que melhor combinem resistência com tenacidade e ductilidade. Para essa finalidade o aço TRIP constitui opção interessante, em que pese o ônus que a adição de certos elementos ligantes possa provocar (TRAINT et al, 2000).

Na Figura 12 é mostrado um gráfico comparativo entre o aço TRIP com outras categorias de aços, levando-se em conta as propriedades de maior interesse na indústria automotiva.

Figura 12 - Posição do aço TRIP e demais categorias de aços, comparando-se o alongamento com o limite de escoamento (SOUZA, 2008).

2.5 A ESTABILIZAÇÃO DA AUSTENITA RETIDA

A presença de austenita retida em microestrutura multifásica é garantida por um tratamento que se inicia numa temperatura onde a austenita é estável, seguido de resfriamento rápido até uma temperatura dentro do intervalo de formação da bainita, sendo mantida nesta temperatura por um certo intervalo de tempo, passado o qual segue-se um novo resfriamento rápido até a temperatura ambiente. Ao longo deste processo e enquanto a ferrita e bainita vão se formando, o carbono segregado destas fases se acumula na austenita (GAJDA, 2007), aumentando sua estabilidade e favorecendo as condições que procuram evitar a transformação martensítica por resfriamento. O propósito deste procedimento, portanto, é condicionar a transformação martensítica apenas ao processo de deformação mecânica, condição considerada ideal para a aplicação do efeito TRIP. É fundamental, por conseguinte, que a austenita atinja a maior estabilidade possível na temperatura ambiente (BAIK et al, 2001).

É preciso, no entanto, um rigoroso controle desse procedimento, pois mesmo na rota considerada ideal, que é a do tratamento isotérmico, existem diferentes alternativas, sendo que em cada uma podem-se aplicar diferentes temperaturas e diferentes intervalos de tempo, seja na região intercrítica como na região de formação da bainita. Além disso, a já comentada influência dos elementos de liga, cujos componentes e percentuais podem ser alterados, bem como a morfologia dos grãos de austenita e influência das fases vizinhas, afetam sua estabilidade (YAN et al, 2006; MUKHERJEE et al, 2006).

Para cada caso verifica-se uma maior ou menor estabilidade da austenita retida e, como consequência, uma propriedade mecânica respectivamente mais ou menos interessante.

O resfriamento lento a partir do campo austenítico desencadeia o início de formação da *ferrita intercrítica*, caracterizada pela migração dos átomos intersticiais de carbono para a austenita. O aumento da concentração de carbono na austenita torna-a mais estável, visto que o carbono é o melhor elemento de liga para impedir sua decomposição (TRAIANT et al, 2000; CHANG et al, 1994; DIMATTEO et al, 2005; JIAO et al, 2001), pois a temperatura M_i se torna mais baixa. Assim, uma fração da austenita original é capaz de se preservar quando a temperatura se reduz até um intervalo de temperatura entre 250 a 550 °C. A amostra é então mantida neste patamar por um intervalo de tempo que pode variar desde alguns minutos até várias horas, dentro do qual se forma a bainita, enquanto a austenita remanescente enriquece em carbono, garantindo para si uma estabilidade crescente. É importante realçar a influência dos elementos de liga, no sentido de reforçar a estabilidade da austenita retida durante este processo, visto que eles retardam a difusão do carbono durante a formação da bainita, inibindo assim a formação da cementita e da perlita (BAIK et al, 2001).

Alguns fatores discutidos a seguir, portanto, são relevantes para determinar a estabilidade da austenita retida na temperatura ambiente.

2.5.1 Influência do tamanho do grão da austenita inicial na estabilização da austenita retida

O tamanho do grão da austenita tem relação direta com a região de sua formação, ou na região do diagrama TTT em que só existe esta fase. Nesta região os grãos de austenita se tornam maiores à medida que a temperatura aumenta dentro de um intervalo de tempo suficiente, pois é justamente a energia térmica que estimula seu crescimento (CHIAVERINI, 1984). Verifica-se que grãos menores de austenita são mais favoráveis para a estabilização da austenita retida, visto que o aumento da área entre seus contornos diminui uma eventual concentração de impurezas, capazes de deteriorar a coesão entre os grãos (BRANDT & OLSON, 1992).

O Quadro 3 expõe as vantagens e desvantagens verificadas, com base no tamanho do grão austenítico formado na região de recristalização do aço.

Quadro 3 - Relação granulométrica da austenita com algumas propriedades mecânicas (adaptado de CHIAVERINI, 1984).

PROPRIEDADE	<i>austenita grosseira</i>	<i>austenita fina</i>
endurecibilidade	mais profunda	menos profunda
tenacidade	menor	maior
empenamento	maior	menor
fissuras de têmpera	frequentes	quase ausentes
tensões residuais	maiores	menores
austenita retida	mais	menos

2.5.2 Conteúdo de carbono na austenita retida

O carbono é o elemento químico mais importante para a estabilização da austenita retida na temperatura ambiente, de modo que, quanto maior sua concentração, maior a estabilidade desta fase (CHANG & BHADSHIA, 1994). O enriquecimento de carbono na austenita começa desde o campo intercrítico, quando se estabelecem as condições termodinâmicas para o crescimento da ferrita. No

campo de formação da bainita a segregação do carbono enriquece a austenita remanescente até um máximo de 2 % em massa, a partir do qual inicia a precipitação dos carbonetos (COLPAERT, 2004).

Na Figura 13 está representada a evolução desse processo.

Figura 13 - Representação das transformações de fases provocadas pela segregação do carbono. Em (a) apenas austenita, em (b) austenita (centro) e ferrita (grãos brancos), em (c) formação da bainita (grãos com listras, indicando formação de cementita) e, em (d), precipitação de carbonetos (listras mais escuras). A mudança da tonalidade na cor da austenita (grão central), da mais escura para a mais clara (da borda para o centro), representa diminuição da concentração de carbono.

2.5.3 Tratamento intercrítico

Este tratamento se aplica quando a austenita e a ferrita são as únicas fases presentes e se misturando numa proporção que, na medida em que a temperatura diminui, aumenta em favor da segunda. No diagrama de fases esta região é chamada de *região intercrítica*, não existindo em aços eutetóides, enquanto que em aços de baixo a médio carbono o intervalo de temperatura intercrítico está compreendido entre 727 °C até um máximo de 912 °C (VAN VLACK, 1984; CHIAVERINI, 1988; COLPAERT, 2004; COSTA E SILVA & MEI, 1988).

Na Figura 14 está representado um diagrama de fases ferro-carbono em que a região intercrítica é a que contém as fases ferrita e austenita simultaneamente ($\alpha + \gamma$). A linha vertical roxa representa um resfriamento de um aço desde a região onde apenas a austenita está presente.

Figura 14 - Diagrama de fases no aço, onde a área $\alpha + \gamma$ (canto inferior esquerdo) corresponde à região intercrítica. Na abscissa estão dispostos os valores de peso percentual (CALLISTER, 2002).

Na Figura 15 vê-se a variação da fração de austenita na região intercrítica, em função da temperatura. A fase complementar é a ferrita.

Figura 15 - Variação da fração percentual de austenita na região intercrítica em função da temperatura. A linha tracejada representa a previsão teórica (KATSAMAS, 2004).

Quando a amostra é aquecida até a região intercrítica, começa o processo de recristalização da ferrita e concomitante à dissolução das colônias de perlita, sendo esta seguida pela esferoidização da cementita e, a partir delas, pela formação da austenita propriamente dita (SAMAJDAR, 1998). Na Figura 16 está representada esta seqüência através de micrografias eletrônicas de varredura.

Figura 16 - Imagens por MEV indicando a transformação gradativa das colônias de perlita em austenita, durante o processo de aquecimento da amostra mantida na região intercrítica. Em (a) colônias de perlita antes da transformação; (b) esferoidização dos carbonetos; (c) transformação de alguns carbonetos em austenita após alguns segundos de recozimento (SAMAJDAR, 1998).

Na região intercrítica dois parâmetros podem influenciar a microestrutura final: a temperatura (*Intercritical Annealing Temperature*) e o tempo em que a amostra é nela mantida (*Intercritical Annealing Time*). O primeiro indica a temperatura onde o aço é submetido por um intervalo de tempo na região intercrítica, onde apenas ferrita e austenita estão presentes. Conforme verificado experimentalmente (CHEN et al, 1989), a austenita é maioria em uma temperatura intercrítica alta, mas carente de carbono, o que prejudica sua estabilidade, enquanto que em temperatura intercrítica baixa a situação naturalmente se inverte, de modo que a fase predominante passa a ser a ferrita, enquanto a austenita restante é rica em carbono, o que lhe garante uma alta estabilidade. Sua reduzida fração volumétrica, contudo, limita o efeito TRIP. Frações equilibradas entre austenita e de sua concentração de carbono na região intercrítica proporcionam, portanto, um máximo para o percentual de austenita retida à temperatura ambiente, conforme está representado no gráfico da Figura 17.

Figura 17 - Variação do percentual de austenita (f_{γ}) e sua concentração de carbono (C_{γ}) na região intercrítica e de austenita retida (V_{RA}) na temperatura ambiente, em função da temperatura intercrítica (CHEN et al, 1989). A_1 e A_3 são as temperaturas que limitam a região intercrítica.

Sugimoto et al (1992), constataram variação semelhante da fração de austenita retida medida à temperatura ambiente e sua concentração de carbono, ambas em função da temperatura intercrítica, conforme está representada na Figura 18.

Figura 18 - Variação do percentual de austenita retida medida à temperatura ambiente e sua concentração de carbono, em função da temperatura intercrítica (SUGIMOTO et al, 1992).

Com relação ao intervalo de tempo mantido numa temperatura intercrítica, verifica-se um aumento inicial de austenita retida devido à dissolução da cementita (CHEN et al, 1989), até atingir um máximo entre 2 a 4 minutos, enquanto que a redução posterior e a tendência a uma estabilização podem estar relacionadas com o aumento da granulação da austenita (BANDYOPADHYAY et al, 2004; ZACEK et al, 2005). Outro trabalho (BRANDT & OLSON, 1992) acusa presença de carbonetos a partir de quatro minutos de tratamento intercrítico.

Na Figura 19 está representada a variação de austenita retida em função do tempo de tratamento intercrítico. Há um aumento acentuado da fração de austenita retida no intervalo de 2 a 3 minutos de permanência na temperatura intercrítica para dois tipos de aços. O aço que contém teores maiores de carbono e fósforo apresenta maior fração de austenita retida na temperatura ambiente.

Figura 19 - Variação da fração de austenita retida medida à temperatura ambiente com o intervalo de tempo intercrítico, para duas amostras distintas de aço carbono (CHEN et al, 1989).

2.5.4 Austêmpera

A austêmpera corresponde ao tratamento térmico realizado no intervalo de temperatura onde se forma a bainita, desde que respeitado o intervalo de tempo necessário para iniciar sua formação, podendo ser em alguns poucos segundos. Tal tratamento exerce profundo efeito nas propriedades finais do aço (PARISH, 2003).

A bainita tem uma microestrutura constituída pela ferrita (chamada de *ferrita bainítica*) com austenita e/ou carbonetos adjacentes. A Figura 20 mostra um diagrama TTT onde se enfatiza a região de formação da bainita num aço eutetóide.

Figura 20 - Diagrama TTT destacando o intervalo de tempo e de temperatura de formação da bainita num aço eutetóide (CALLISTER, 2002).

Em outros trabalhos (BOUET et al, 1998; MISHRA et al, 1998; TANG et al 2007), verificou-se um máximo na fração de austenita retida à temperatura ambiente quando o tratamento de austêmpera ocorre entre 350 e 450 °C, assim como em sua concentração de carbono (MATSUMURA et al, 1992). Ou seja, justamente no intervalo onde se verifica a transição entre as bainitas superior e inferior, além da precipitação de carbonetos ser menos acentuada, conforme está representado nos gráficos da Figura 21.

(a)

(b)

Figura 21 - Em (a), variação da fração percentual de austenita retida para três amostras tratadas em temperaturas intercríticas diferentes, em função da temperatura de austêmpera (MISHRA et al, 1998); em (b), variação da máxima concentração de carbono na austenita retida para quatro amostras distintas, em função da temperatura de austêmpera e a partir de 350 °C (MATSUMURA et al, 1992).

Esta variação do percentual de austenita retida também pode ser explicada em termos de energia livre: em temperaturas mais baixas do que as verificadas dentro da faixa de transição entre as bainita inferior e superior, a ferrita bainítica é mais estável do que a austenita, enquanto que, em temperaturas mais altas, a cinética elevada do carbono pode favorecer a formação de carbonetos (TANG et al, 2007).

Com relação ao tempo em que o aço é mantido na região de formação da bainita, verifica-se, inicialmente, um aumento da fração de austenita retida até atingir um máximo, que pode se estabilizar, caso o fenômeno da reação incompleta da bainita venha a ser garantido pela presença de elementos de liga, ao passo que, na falta destes elementos, a fração de austenita retida diminui com o passar do tempo, provavelmente devido à precipitação de carbonetos (ZACEK et al, 2005).

Está representada no gráfico da Figura 22 essa tendência.

Figura 22 - Relação entre fração percentual de austenita retida com o tempo de austêmpera, para um mesmo aço tratado a cinco diferentes temperaturas (MATSUMURA et al, 1992).

O decréscimo da fração de austenita retida em aços submetidos a tratamento térmico prolongado também fica visível nas micrografias eletrônicas exibidas na Figura 23.

Figura 23 - Microestruturas multifásicas tratadas em regimes de austêmpera diferentes. Em (a) o tratamento se deu a 370°C em um minuto, enquanto que em (b) se deu em 30 minutos; em (c) ocorreu a 360°C durante 3 minutos, enquanto em (d) ocorreu durante 15 minutos. A fase α' é martensita, que desaparece em tratamento isotérmico prolongado, α_b é ferrita bainítica, enquanto γ é a austenita (JACQUES et al, 2001). MEV

2.5.5 Influência do carbono e do silício

Está descrita em 2.1.2 a influência que alguns dos principais elementos de liga exercem no aço. Uma das mais importantes contribuições destes elementos químicos é a capacidade que possuem em modificar a cinética de transformação das fases, notadamente no sentido de reprimir a formação da cementita e carbonetos (ZAEFFERER et al, 2004), garantindo assim uma maior estabilidade da austenita retida, condição essencial para a aplicação do efeito TRIP (LEE et al, 2003).

Por ser o principal estabilizador da austenita, o carbono é imprescindível na microestrutura multifásica, sendo que o enriquecimento da austenita com este elemento é provocado pela repulsão do carbono da fase ferrítica, enquanto esta se forma.

A importância do carbono na estabilidade da austenita retida está retratada nos gráficos da Figura 24.

Figura 24 - Fração percentual de austenita retida em função do (a) tempo de austêmpera à 400°C, para quatro ligas com diferentes percentuais de carbono e (b) percentual de carbono da liga, levando-se em conta a temperatura de tratamento intercrítico (SAKUMA et al, 1991).

O carbono rejeitado da ferrita pode, por outro lado, e dependendo das condições de tratamento isotérmico, provocar a precipitação da cementita e/ou carbonetos, reduzindo proporcionalmente a fração de austenita retida. Para minimizar esse efeito se recorre a alguns elementos de liga, como o silício, visto que sua comprovada insolubilidade na cementita retarda sua formação (TSUKATANI et al, 1991). Um percentual adequado de silício pode garantir o fenômeno da reação incompleta da bainita, onde uma fração de austenita retida permanece na microestrutura por tempo indeterminado. Estima-se que 2,5 % de silício é suficiente para impedir a precipitação de cementita (JACQUES et al, 1998). Outros elementos podem compartilhar com o silício idêntica prevenção, como o manganês, o fósforo, o nióbio e o alumínio (YAN-QIU et al, 2006; TRAJNT et al, 2000; BLECK et al, 1998; BOUET et al 1998; PERRARD et al, 2007; GAJDA et al, 2007).

Na Figura 25 se evidencia a diferença na microestrutura do aço quando se varia a proporção entre silício e manganês. O aumento do primeiro tende para uma maior estabilidade da austenita (fase clara), enquanto o aumento do segundo favorece a formação das fases bainita e martensita (fases escuras).

Figura 25 - Micrografias que demonstram as diferenças microestruturais provocadas pela mudança dos percentuais de alguns elementos de liga, fixando os demais parâmetros. O máximo de austenita retida foi obtido com 1,5% de manganês e 2,0% de silício (TSUKATANI et al, 1991).

2.5.6 Tamanho e morfologia da austenita retida e influência das fases vizinhas

Conforme exposto em 2.5.1, o tamanho de grão da austenita está inversamente relacionado com sua estabilidade. Verifica-se que dimensões maiores do que 1 μm para grãos de austenita retida reduzem sensivelmente sua estabilidade (TIMOKHINA et al, 2004). Quanto à morfologia da austenita retida, ela tem relação direta com as fases que lhe circundam. De acordo com Dimatteo e co-autores (2005), existem cinco diferentes tipos de morfologia para a austenita:

- *bloco cercado por ferrita poligonal*
- *bloco ou camadas cercadas por ferrita acicular*
- *bloco ou camadas cercadas por bainita*
- *camadas separadas por ripas de martensita*
- *constituente austenita / martensita*

A vizinhança exerce influência na estabilidade da austenita, uma vez que pressão hidrostática e eventuais discordâncias cristalográficas entre fases adjacentes podem afetar a cinética de formação para uma nova microestrutura (MUKHERJEE et al, 2007). Neste sentido, austenita presente entre camadas de ferrita bainítica é mais estável do que na ferrita poligonal, pois concentra mais carbono durante a formação da bainita, enquanto que pressão hidrostática exercida pela bainita pode impedir uma decomposição prematura da austenita em martensita que, sua vez, conforme já foi observado, compromete a estabilidade da austenita estando em contato com ela.

Na Figura 26 estão ilustradas as mudanças verificadas na morfologia e da fração volumétrica da austenita ao longo do tratamento de austêmpera.

Figura 26 - Mudança na morfologia e fração da austenita durante a austêmpera. Em (a) grão de austenita (γ) cercado de ferrita (α); (b) devido à difusão do carbono, aumenta a área ferrítica em detrimento da área austenítica, sendo TF equivalente à área de transformação; (c) final do tratamento térmico com presença de bainita (B) e austenita retida (γ_R). A concentração de carbono é proporcional à densidade de pontilhados (CHEN et al, 1989).

Na Figura 27 estão retratadas algumas micrografias obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, exibindo diferentes morfologias de austenita retida e fases vizinhas mais comumente observadas.

Figura 27 - Fotomicrografias obtidas por MET, em que a austenita retida RA se apresenta em diferentes morfologias e vizinhanças: (a) encravada na bainita granular GB, (b) entre camadas de ferrita bainítica BF, (c) ao lado de ferrita poligonal PF e (d) como constituinte martensita-austenita RA/M (TIMOKHINA et al, 2004).

Conforme as condições e por ser metaestável, a austenita pode dar lugar aos carbonetos (ZAREI-HANZAKI et al, 1995), comprometendo a obtenção das propriedades desejadas. Na Figura 28 estão retratadas duas micrografias da bainita, uma com austenita retida e outra com carbonetos em seu lugar, obtidas por transmissão eletrônica de varredura.

(a)

(b)

Figura 28 - Em (a) austenita retida (γ) ao lado de ferrita bainítica (α_b); em (b) carbonetos (θ) no lugar da austenita retida (JACQUES et al, 2001). MEV

2.6 TRANSFORMAÇÃO MARTENSÍTICA

De acordo com Rios e Padilha (2007), transformação martensítica é uma expressão que se aplica a uma determinada reação no estado sólido e que ocorre sem difusão atômica, de forma que os átomos se movem em distancias menores do que os próprios parâmetros do reticulado cristalino. Tais movimentos ocorrem de forma cooperativa, o que levou a evocação do termo *transformação militar*, alusão ao deslocamento coordenado de tropas.

Transformação martensítica em aços ocorre quando estes são resfriados rapidamente a partir de temperaturas de austenitização, produzindo uma nova fase em temperaturas mais baixas e sem mudança de composição. Esta transformação, normalmente, se aplica à mudança da fase austenítica para martensítica. Em qualquer caso a transformação martensítica é muito rápida, sendo próxima da velocidade do som no aço (em torno de 1100 m/s). No caso dos aços, a transformação martensítica provoca aumento considerável na resistência mecânica, sendo que em algumas ligas (por exemplo, Fe-Ni, Ti-Ni), ela é responsável pelo efeito memória de forma (MOTA, 2002).

Destacam-se numa transformação martensítica em aços as seguintes observações (RIOS & PADILHA, 2007; MOTA, 2002):

- 1^a) a composição química da martensita é a mesma da fase matriz austenita;
- 2^a) a transformação é acompanhada de aumento de volume;
- 3^a) existe uma relação de orientação cristalográfica semi-coerente entre a fase martensítica e a austenítica;
- 4^a) existe um plano de interface comum entre a martensita e a austenita chamado *plano de hábito*, que é invariante durante a transformação.

Na Figura 29 está representada uma esquematização da formação de uma placa de martensita a partir da austenita.

Figura 29 - Representação da formação de uma placa de martensita em matriz austenítica (COTTRELL, 1975).

A martensita nos aços tem estrutura tetragonal de corpo centrado e a razão entre seus parâmetros de rede depende do teor de carbono, conforme a seguinte expressão (RIOS & PADILHA, 2007; NOVIKOV, 1994):

$$\frac{c}{a} = 1 + 0,045 (\%C) \quad (1)$$

onde c é o parâmetro maior e a o menor (rever Figura 6).

Portanto, quanto maior a concentração de carbono na liga, mais acentuada é a tetragonalidade da martensita.

2.6.1 Temperatura de transformação martensítica

O intervalo de temperatura onde começa e termina o processo de transformação martensítica depende principalmente do tratamento escolhido e da composição química da liga. A presença de austenita retida com elevada estabilidade retarda o início da transformação martensítica por resfriamento.

A temperatura abaixo da qual é possível a reação martensítica é representada por M_i ou M_s (*martensite start*) e aquela onde a transformação se completa é representada por M_f . Algumas fórmulas empíricas estabelecem valores para M_i em função apenas dos elementos de liga. Uma delas, chamada *fórmula de Andrews*, e de acordo com Honeycombe e Bhadeshia (1995), é:

$$M_i(^{\circ}C) = 539 - 423(\%C) - 30,4(\%Mn) - 17,7(\%Ni) - 12,1(\%Cr) - 7,5(\%Mo) \quad (2)$$

Uma vez iniciada a reação, a fração volumétrica de martensita transformada depende apenas da temperatura, sendo tanto maior a primeira quanto menor a segunda. Para o aço e de acordo com Rios e Padilha (2007), é dada aproximadamente por:

$$f_{\alpha'} = 1 - \exp[-\alpha(M_i - T)] \quad (3)$$

onde α é um valor próximo de 0,011 e T é a temperatura abaixo de M_i , mantida fixa durante a transformação.

Para uma dada temperatura, a fração de martensita transformada é constante, isto é, não depende do tempo em que o aço permanece nesta temperatura, ao contrário da perlita e da bainita, que são fases difusionais. Se, por ventura, a temperatura for diminuída até um outro valor contido no intervalo entre M_i e M_f , ocorre nucleação de martensita adicional. Para se produzir martensita sem as fases difusionais o resfriamento do aço deve ser rápido, caracterizando a transformação *atérmica*, ou seja, não ativada termicamente enquanto se mantém numa dada temperatura (HUME-ROTHERY, 1968).

Na Figura 30 está representada uma notável sequência de imagens exibindo uma crescente transformação da austenita para martensita por resfriamento contínuo, proporcional ao abaixamento da temperatura.

Figura 30 - Transformação da austenita para martensita em temperaturas cada vez mais baixas (THELNING, 1975).

2.6.2 Transformação martensítica por solitação mecânica

Em certos tratamentos térmicos como têmpera convencional, tratamento intercrítico, martêmpera e austêmpera, a transformação da austenita não é completa. Dependendo da rota do tratamento térmico aplicado, uma fração de austenita retida pode permanecer metaestável à temperatura ambiente juntamente com as novas fases, cuja estabilidade é estimada pela temperatura a partir da qual ela pode se transformar em martensita, tanto por resfriamento como por solitação mecânica (ZAEFFERER et al, 2004; YAN et al, 2006). A presença de austenita retida é devido à presença de elementos de liga e, principalmente, do teor de carbono na austenita não transformada, que diminui a temperatura M_i até abaixo da ambiente.

Com aplicação de solitação mecânica, contudo, pode-se elevar essa temperatura até um valor M_d acima da temperatura ambiente, tornando assim viável a aplicação do efeito TRIP.

No tocante à intensidade de aplicação da carga, a formação de martensita ocorre tanto na deformação elástica (*martensita de tensão*) quanto na deformação plástica (*martensita de deformação*), conforme está representado no gráfico da Figura 31.

Figura 31 - Representação gráfica entre a energia mecânica fornecida em função da temperatura, onde pode ocorrer transformação martensítica por solitação mecânica (adaptado de PERLADE et al, 2003).

A martensita de tensão só pode se formar entre os pontos a e b , ao passo que a martensita de deformação ocorre entre os pontos b e c . Acima de M_d nenhuma deformação plástica transforma austenita em martensita (PERLADE et al, 2003).

Existem outros procedimentos que possibilitam a transformação martensítica. Em amostras de aço sob pressão hidrostática verifica-se o efeito oposto ao verificado quando a pressão é aplicada numa única direção, de modo que seu aumento implica em diminuição de M_i . Ao contrário, aplicação externa de intensos campos magnéticos favorece a produção martensítica, no sentido de elevar M_i (BERRAHMOUNE et al, 2003; ISHIGAKI et al, 1999).

Outro aspecto particular na transformação martensítica é que ela é *autocatalítica* (BHADESHIA, 1992), isto é, a formação das primeiras placas de martensita gera condições para o surgimento de novas placas, devido ao aparecimento de tensões elásticas produzidas na formação das primeiras placas, provocado pelo aumento de volume na estrutura. Deve-se notar que este desenvolvimento não decorre de crescimento de uma placa anteriormente formada, mas da formação de novas placas.

A Figura 32 representa a evolução de uma transformação martensítica dentro de um grão austenítico, bem como duas micrografias das duas fases concomitantes.

Figura 32 - Em (a) representação de uma transformação martensítica progressiva no interior de um grão de austenita, onde cada placa de martensita (M), uma vez formada, não evolui mais (adaptado de PERLADE et al, 2003). Em (b) uma micrografia contendo placas de martensita (MOTA, 2002), enquanto em (c) foto de um constituinte austenita-martensita obtida por microscopia eletrônica de varredura (FERRER et al, 2007).

2.7 RELAÇÃO ENTRE AUSTENITA RETIDA E PROPRIEDADES MECÂNICAS

As propriedades mecânicas de um aço podem ser retratadas através de alguns parâmetros, entre os quais destacam-se os seguintes:

Tensão limite de escoamento (σ_0) - é o valor da tensão aplicada, a partir da qual se inicia a deformação plástica do material, isto é, sua deformação permanente.

Limite de resistência à tração (RT) - é a tensão máxima em que o material é capaz de suportar até a fratura.

Ductilidade - mede o grau de deformação plástica suportada até a fratura.

Quando o material sofre fratura com nenhuma ou baixa deformação plástica é chamado de *frágil*, caso contrário é *dúctil*. A curva tensão-deformação que se observa na Figura 33 espelha o comportamento dilatométrico do material frente a tensões externas.

Figura 33 - Curva tensão-deformação típica do aço. O ponto entre a deformação elástica e plástica está indicado por P; σ_0 é o limite de escoamento e RT o limite de resistência à tração (baseado em CALLISTER, 2002).

Já foi assinalada a importância da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço. A martensita favorece a resistência mecânica, enquanto uma significativa quantidade de austenita retida de alta estabilidade (além da bainita e ferrita) conduz a elevados valores de alongamento (TIMOKHINA et al, 2004). Daí a importância na elaboração de um tratamento que garanta a estabilidade da austenita retida na temperatura ambiente, visto que é a partir dela que se pode obter uma relação útil entre as fases dúcteis e resistentes após aplicação do efeito TRIP.

Na relação gráfica mostrada na Figura 34, a otimização da resistência à tração e ductilidade se verifica quando a fração de austenita retida na temperatura ambiente atinge um máximo.

Figura 34 - Comparação gráfica entre a fração de austenita retida com resistência à tração e ductilidade, ambas em função do mesmo tempo de austêmpera (YAN-QIU et al., 2006).

Outras propriedades como energia absorvida sob impacto, limite de fadiga, variação do alongamento e redução de área, também variam em função da fração de austenita retida, como reportam alguns autores (BERRAHMOUNE, 2003; NAKAGAWA et al, 1999; MUKHERJEE et al, 2006; SHERIF et al, 2004).

Por sua vez, a fração de austenita retida sofre considerável influência de alguns fatores, além daqueles já mencionados. Dois fatores de destaque são a quantidade inicial de austenita retida e a intensidade de deformação (MUKHERJEE et al, 2006; YAN et al, 2006). No primeiro caso, frações iniciais menores concentram mais carbono, tornando a austenita mais estável, enquanto que, no segundo caso, deformações mais intensas favorecem a decomposição da austenita. A influência destes dois fatores combinados produz os resultados representados no gráfico da Figura 35.

Figura 35 - Variação percentual da austenita retida em função da deformação, para três amostras com frações iniciais diferentes de austenita (MUKHERJEE et al, 2006).

2.8 O MAGNETISMO

O campo magnético é gerado por cargas elétricas em movimento, sendo macroscopicamente detectável por instrumentos específicos. O movimento de um único elétron em torno do núcleo atômico produz um *momento de dipolo magnético orbital* $\vec{\mu}_l$, enquanto o *momento de dipolo magnético spin* $\vec{\mu}_s$ ocorre devido à rotação do elétron em torno de seu próprio eixo. Na Figura 36 estão ilustrados os dois tipos de momentos de dipolos.

Figura 36 - Momento de dipolo magnético gerado pela rotação do elétron, (a) em torno do núcleo atômico, e em (b) em torno de si próprio.

Como o momento de dipolo do núcleo atômico é desprezível para as considerações presentes, o momento de dipolo magnético total do átomo é igual à soma vetorial dos momentos orbital e spin.

Considerando todos os átomos dentro de uma amostra, a adição vetorial de todos os momentos define a natureza magnética do material. Numa distribuição aleatória o saldo líquido resulta nulo ou de valor muito pequeno, o que caracteriza um material não-magnético. Ao contrário, quando os momentos concordam em direção e sentido, o momento magnético resultante tem uma intensidade significativa, caracterizando um material magnético.

Na Figura 37 está representada a principal distinção entre os dois casos.

Figura 37 - Em (a) distribuição randômica e em (b) distribuição concordante dos vetores momentos magnéticos.

Quando uma camada está completamente preenchida por elétrons, o momento magnético resultante é nulo, pois para cada momento magnético (seja orbital ou spin) há um oposto de mesmo módulo. Por outro lado, havendo elétrons não-emparelhados (quando as camadas estão incompletas), o saldo do momento magnético atômico é diferente de zero, conforme ilustrado na Figura 38 para dois elementos químicos distintos.

	-2	-1	0	+1	+2	$\Sigma\mu_s$	$\Sigma\mu_l$
$Fe^0: 1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^8$	↑↓	↑↓	↑↓	↑	↑	1	3
$Fe^{+2}: 1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6$	↑↓	↑	↑	↑	↑	2	2
$Ar: 1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6$	↑↓	↑↓	↑↓			0	0

Figura 38 - Representação esquemática dos elétrons em cada orbital: ferro no estado fundamental, ferro duplamente ionizado e argônio neutro. Os quadros de cor clara correspondem aos orbitais incompletos.

Nos elementos cujo sub-nível incompleto é o $3d$, o momento angular resultante é nulo, fenômeno conhecido como *extinção do momento angular*, de

modo que as propriedades magnéticas destes elementos ficam definidas apenas pelo spin dos elétrons desemparelhados. Estes átomos constituem o *grupo do ferro* (KITTEL, 1978): $3d^1$ (Ti^{+3} , V^{+4}), $3d^2$ (V^{+3}), $3d^3$ (Cr^{+3} , V^{+2}), $3d^4$ (Mn^{+3} , Cr^{+2}), $3d^5$ (Fe^{+3} , Mn^{+2}), $3d^6$ (Fe^{+2}), $3d^7$ (Co^{+2}), $3d^8$ (Ni^{+2}), $3d^9$ (Cu^{+2}).

De acordo com Kraus e Carver (1978), o momento de dipolo magnético resultante determina a *magnetização* M da amostra, definida por:

$$\vec{M} = \lim_{\Delta V \rightarrow 0} \frac{1}{\Delta V} \sum_i \vec{\mu}_i \quad (4)$$

onde ΔV é um volume diminuto e μ_i é o momento magnético do átomo de índice i , enquanto a soma se estende a todos os átomos do volume ΔV .

Conforme o momento de dipolo resultante, existem seis tipos de materiais magnéticos. Para o propósito deste trabalho apenas dois são considerados: os *ferromagnéticos* e os *paramagnéticos*.

Ferromagnéticos - Neste caso o momento magnético resulta principalmente em razão dos spins não compensados. A interação entre átomos vizinhos (*interação de câmbio*), tende a torná-los paralelos e aditivos, intensificando o efeito resultante. As regiões onde isso ocorre são chamadas de *domínios magnéticos*, normalmente com dimensões micrométricas (TIPLER, 2000). Em materiais ferromagnéticos virgens, contudo, os vários domínios em sua estrutura apresentam orientações aleatórias, de modo que o efeito global é praticamente nulo.

Na Figura 39 é mostrada uma micrografia ressaltando os domínios magnéticos.

Figura 39 - Domínios magnéticos em um monocristal de níquel. As setas representam as orientações dos campos magnéticos em cada domínio (KITTEL, 1978).

Como exemplos de materiais ferromagnéticos destacam-se o ferro, o níquel e o cobalto.

Quando um material ferromagnético é submetido a um campo magnético externo e à medida que este aumenta de intensidade, há uma tendência de todos os domínios se orientarem no sentido do campo externo. Este processo é gradual, até atingir a *saturação magnética* (MACHADO, 2005), conforme está representado na Figura 40.

Figura 40 - Aumento gradativo da magnetização de uma amostra, simultâneo ao crescimento do campo magnético externo; em (a) os domínios N e S apontam perpendicularmente à página, em (b) o alinhamento é parcial, enquanto em (c) o material atingiu a saturação magnética (adaptado de KRAUS & CARVER, 1978).

O aumento do campo magnético externo favorece o crescimento dos domínios cuja orientação concorda com o dele e às custas dos demais domínios, conforme está ilustrado na Figura 41.

Figura 41 - Alterações provocadas nos domínios à medida que o campo externo aumenta de intensidade. Notar o crescimento dos domínios paralelos ao do campo externo e às expensas dos domínios não-paralelos (CALLISTER, 2002).

Paramagnéticos - O saldo líquido dos momentos magnéticos também é positivo, porém, a intensidade é muito menor do que no caso ferromagnético. Tungstênio e fase austenita no aço são exemplos de materiais paramagnéticos.

Resumindo, e de acordo com Hayt e Buck (2003):

$$\text{Ferromagnetismo: } \mu_l + \mu_s \gg 0 \quad \text{e} \quad |\mu_s| \gg |\mu_l|$$

$$\text{Paramagnetismo: } \mu_l + \mu_s = \text{muito pequeno}$$

A magnetização do material em função do campo magnético externo aumenta de forma praticamente linear, tornando-se menos acentuada ou mais difícil a partir de um certo ponto, até atingir seu valor de saturação, a partir do qual a

magnetização não aumenta mais, mesmo com o aumento do campo externo. A relação entre os dois campos é representada graficamente pela *curva de magnetização*, onde a magnetização induzida no material é plotada em função da intensidade de campo magnético externo. Na Figura 42 está representada uma curva de magnetização, onde nos círculos se verifica a progressiva tendência dos domínios de se alinharem magneticamente.

Figura 42 - Representação de uma curva de magnetização. M_s é o valor da magnetização de saturação (CALLISTER, 2002).

Vê-se que da origem até um certo ponto a magnetização do material é acentuada, até se tornar mais difícil, em razão dos campos de domínios que necessitam de mais energia para alinhar-se com o campo externo.

2.9 FATORES QUE AFETAM A MAGNETIZAÇÃO DO AÇO

A intensidade de magnetização no aço pode servir de parâmetro para melhor retratar sua microestrutura, visto que a transição entre austenita e martensita altera sua magnetização. A primeira fase, conforme já foi assinalado, é paramagnética, e a

segunda é ferromagnética, devendo a magnetização no aço aumentar quando a primeira se transforma na segunda.

Alguns fatores afetam a magnetização nos aços.

Temperatura

O aumento da temperatura tende a diminuir o grau de magnetização, pois dificulta o alinhamento entre os dipolos magnéticos. Essa influência é diminuta e até desprezível em temperaturas baixas, até que, em torno de 770°C (*temperatura Curie*), a magnetização no aço decresce abruptamente, indicando a formação da austenita paramagnética, conforme pode ser observado na Figura 43.

Figura 43 - Curva termomagnética obtida num aço *maraging* 350, retratando a variação da magnetização em função da temperatura (TAVARES et al., 2003).

Tempo

A influência que o tempo exerce na magnetização do aço depende da temperatura em que ele é mantido. Em temperaturas onde a austenita atinge a estabilidade, verifica-se um decréscimo exponencial da magnetização com o decorrer do tempo, enquanto que para temperaturas reduzidas e que favorecem a decomposição da austenita, verifica-se o oposto. Esse comportamento está ilustrado na Figura 44.

Figura 44 - Curvas da magnetização normalizada com o tempo numa dada temperatura. Em (a) a formação é da austenita, em (b) é martensita (TAVARES et al., 2003).

Elementos de liga

A inclusão de elementos de liga reduz o valor de saturação magnética, além de aumentar sua resistividade elétrica. Como resultado, ligas de ferro se tornam magneticamente *moles*, de modo que a resposta à aplicação perante campo externo é mais rápida.

Na Figura 45 está retratada a diferença na curva de magnetização entre materiais magneticamente moles e duros.

Figura 45 - Curva de magnetização para o ferro ligado (mole) e ferro puro (duro) (CALLISTER, 2002).

Tensão de deformação plástica

A aplicação de uma tensão pode fornecer a energia necessária para transformar a austenita em martensita, de acordo com o efeito TRIP, aumentando assim a intensidade de magnetização. Conforme está indicado na Figura 46, a magnetização aumenta com a tensão até o ponto de saturação, quando não há mais austenita para se decompor.

Figura 46 - Variação do campo de saturação magnética M_s em função da deformação (WATANABE et al, 2002).

Anisotropia magnética

Alguns cristais apresentam direções preferenciais (seja do ponto de vista microscópico ou macroscópico) para o vetor magnetização se orientar, havendo, portanto, necessidade de uma maior ou menor energia para alterar a direção de magnetização. Esta anisotropia se verifica em materiais ferromagnéticos, sendo classificada em três tipos.

1o) *anisotropia magnetocristalina*

Relaciona a energia envolvida entre o ângulo que uma dada direção cristalográfica forma com o vetor magnetização. Na Figura 47 vê-se a diferença da magnetização em função do alinhamento do campo magnético externo com a direção cristalográfica.

Figura 47 - Curva de magnetização para o ferro, considerando a direção dos eixos cristalográficos (CULLITY, 1972).

2o) anisotropia de forma

Envolve a geometria da amostra ou das partículas que a compõem. O eixo de menor relutância requer menos energia para magnetizar, sendo normalmente o mais longo. Na Figura 48 vê-se um exemplo aplicado a um elipsóide:

Figura 48 - Elipsóide com o vetor magnetização formando um ângulo θ com o eixo mais longo (GUIMARÃES, 1999).

3o) anisotropia magnetoelástica

Esta anisotropia é decorrente da eventual presença de deformações na estrutura cristalina provocadas por tensões mecânicas.

Precipitação de carbonetos

Além dos carbonetos de ferro, existem outros compostos entre um elemento metálico e o carbono, como o molibdênio e o cromo, cujas fórmulas são Mo_6C e $Cr_{23}C$, respectivamente. A ocorrência de tais carbonetos é normalmente possível após tratamentos térmicos prolongados e em alta temperatura. Conforme relataram alguns pesquisadores (TAVARES et al, 2000), verifica-se um aumento na magnetização de saturação do aço contendo estes carbonetos, visto que a difusão destes elementos da matriz ferrítica tende a reduzir seus respectivos efeitos desmagnetizantes.

Na Figura 49 está uma foto da microestrutura de uma liga de níquel, onde os carbonetos metálicos estão colorizados artificialmente.

Figura 49 - Fotomicrografia de uma liga de níquel 617, exibindo alta concentração de cromo (regiões azuis ou seta contínua) e molibdênio (regiões verdes ou seta tracejada). A seta dupla horizontal indica a direção da tensão aplicada durante o teste de deformação (SCHLEGEL et al, 2009).

3 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1 O MATERIAL

O material escolhido foi o aço AISI 4340, que combina alta resistência mecânica, alta ductilidade e boa resistência à fadiga, além de razoável tenacidade quando temperado e revenido. Por isso é utilizado principalmente na fabricação de parafusos, engrenagens e componentes de máquinas.

Sua composição química nominal em valores percentuais em massa e suas principais propriedades mecânicas estão relacionadas no Quadro 4.

Quadro 4 - Em (a) composição química nominal percentual em massa do aço AISI 4340; em (b) suas principais propriedades mecânicas medidas à temperatura ambiente e considerado 810°C a temperatura de recozimento.

(a)

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo
0,395	0,660	0,016	0,003	0,270	0,810	1,720	0,200

Cu	Sn	V	Nb	N	Al	B
0,120	0,008	0,006	0,005	0,007	0,027	0,0002

(b)

<i>Densidade média (g/cm³):</i>	7,8
<i>Módulo de elasticidade (GPa):</i>	190 - 210
<i>Resistência à tração (MPa):</i>	744
<i>Limite de escoamento (MPa):</i>	472
<i>Dureza (HB):</i>	217
<i>Resistência a impacto (J):</i>	51,0
<i>Resistividade elétrica (nΩm):</i>	248

Na Figura 50 está representado graficamente o diagrama ITT do aço AISI 4340.

Figura 50 - Diagrama de transformação isotérmica para o aço AISI 4340 (CALLISTER, 2002).

Doze corpos-de-prova foram confeccionados no Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (DMT FEG / UNESP), de acordo com a norma estipulada pela ASTM-E8-M, cujas dimensões estão indicadas na Figura 51:

Figura 51 - Geometria e dimensões do corpo de prova de acordo com a ASTM.

3.2 SEQUÊNCIA DAS ETAPAS EXPERIMENTAIS

A ordem em que as etapas experimentais foram realizadas está indicada no fluxograma abaixo:

O propósito de se escolher esta sequência é primeiro obter microestrutura multifásica ideal no aço AISI 4340 para, posteriormente, comparar as diferenças microestruturais antes e após sucessivas deformações por tensão uniaxial serem

aplicadas no material. Por ser considerada a fase mais importante para o propósito do experimento, a austenita retida terá seu percentual avaliado pelos métodos metalográfico e magnético.

3.2.1 Tratamento térmico

Este tratamento foi realizado no CTA / IAE Divisão de Materiais, em São José dos Campos. Nele, os doze corpos de prova foram aquecidos a 740 °C durante 30 minutos. Metade das amostras foi resfriada rapidamente até 450 °C (rota A), enquanto a outra metade foi resfriada até 350 °C (rota B), sendo todas mantidas nestas temperaturas durante 30 minutos. Passado esse tempo, as amostras foram resfriadas em água até a temperatura ambiente. Na Figura 52 está ilustrado esse procedimento.

Figura 52 - Rotas escolhidas no tratamento isotérmico (TA é a temperatura ambiente).

Cada amostra foi identificada de acordo com a rota e no sentido crescente da deformação aplicada:

Rota A:	A₁	A₂	A₃	A₄	A₅	A₆
Rota B:	B₁	B₂	B₃	B₄	B₅	B₆

 deformação crescente

3.2.2 Ensaios de deformação

Os ensaios de deformação foram realizados por tração monotônica em uma Máquina de Ensaio Universal modelo INSTRON 8801, dotada de fixação hidráulica e com célula de carga de 100 kN, que submeteu cada amostra a uma velocidade de ensaio de 2 milímetros por minuto. A Figura 53 mostra uma fotografia desta máquina, pertencente ao Laboratório de Ensaios Mecânicos do DMT FEG / UNESP.

Figura 53 - Fotografia da Máquina de Ensaio Universal INSTRON 8801, utilizada no ensaio de deformação (DMT FEG / UNESP).

A intensidade de deformação escolhida foi a razão entre a tensão aplicada com a tensão limite de escoamento, conforme retratada na Tabela 1.

Tabela 1 - Graus de deformação obtidos pela razão entre tensão aplicada σ e tensão limite de escoamento σ_0 , sendo ε a deformação relativa.

450 °C

amostra	A1	A2	A3	A4	A5	A6
σ/σ_0	1,03	1,14	1,24	1,30	1,61	1,65
ε	0,0147	0,0175	0,0250	0,0285	0,0670	0,0720

350 °C

amostra	B1	B2	B3	B4	B5	B6
σ/σ_0	1,07	1,10	1,29	1,50	1,57	1,64
ε	0,0150	0,0170	0,0225	0,0555	0,0475	0,0520

Este ensaio fornece a curva tensão-deformação para cada amostra. No Anexo I se encontram ilustradas estas curvas para todas as amostras deste experimento.

3.2.3 Preparação metalográfica das amostras

O processo de preparação metalográfica das amostras envolveu quatro procedimentos: corte, embutimento à quente, lixamento e polimento. De cada corpo-de-prova cortou-se duas amostras com um disco diamantado, sendo uma retirada da parte central (parte deformada) e outra de uma das extremidades (parte não deformada), conforme está ilustrado na Figura 54:

Figura 54 - Amostras retiradas de cada corpo de prova.

Todas as amostras foram então embutidas à quente em resina de baquelite, por um equipamento TERMOPRESS-STRUERS. Depois, as superfícies expostas das amostras foram devidamente preparadas com lixas de granulometria decrescente e na seguinte ordem: 400, 600, 1000 e 1200. O processo de preparação foi completado com polimento feito com o auxílio de uma solução de sílica coloidal OPU em máquina POLITRIZ AP10.

Na Figura 55 está uma fotografia exibindo três amostras embutidas, lixadas e polidas, prontas para serem submetidas a ataque químico.

Figura 55 - Fotografia de três amostras embutidas em resina de baquelite, lixadas e polidas.

Na Figura 56 está uma fotografia interna do Laboratório de Metalografia do DMT FEG / UNESP, onde se encontram os aparelhos utilizados na preparação metalográfica das amostras.

a)

b)

Figura 56 - Em (a) fotografia interna do Laboratório de Metalografia do DMT FEG / UNESP. Em primeiro plano, vê-se a bancada dos dispositivos onde as amostras foram lixadas. Na bancada do fundo, o equipamento utilizado no embutimento das amostras se encontra na extrema esquerda, enquanto três máquinas polidoras se encontram na extrema direita. Entre as bancadas e à direita da fotografia, vê-se a capela; em (b) máquina de corte modelo MESOTOM dotada com disco diamantado.

3.2.4 Ataque químico e armazenamento das imagens

Esta etapa do experimento começou com um ataque químico aplicado sobre a superfície da amostra logo após o processo de preparação metalográfica. Com o propósito de destacar a austenita retida, escolheu-se a solução aquosa com metabissulfito de sódio ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$) na proporção de 10 %, pois com este componente a austenita permanece clara, enquanto as demais fases escurecem. O ataque perdurou por um intervalo de 20 a 30 segundos, sendo as amostras em seguida lavadas com corrente de água fria e secadas por corrente de ar. Em seguida as superfícies foram observadas, ampliadas e fotografadas em microscópios ópticos, sendo as imagens posteriormente armazenadas em seus bancos de dados.

A Figura 57 mostra uma fotografia de um dos recintos pertencente ao Laboratório de Microscopia Óptica do DMT FEG / UNESP, onde se destaca o microscópio óptico CARL ZEISS JENE NEOPHOT 21, que fotografou e armazenou imagens ampliadas em 500 vezes.

Figura 57 - Fotografia de um conjunto de equipamentos pertencente ao Laboratório de Microscopia Óptica do DMT FEG / UNESP. O microscópio óptico Carl Zeiss Jene Neophot 21 é visto em primeiro plano. À sua direita está o microcomputador que armazena as imagens, enquanto ao alto à direita vê-se o monitor que exibe as imagens observadas no microscópio.

Na Figura 58 está uma fotografia do outro microscópio óptico utilizado, o NIKON EPIPHOT 200, que gravou imagens ampliadas em 200 e 1000 vezes.

Figura 58 - Fotografia do conjunto que compõe o microscópio óptico Nikon Neophot 200, utilizado na fotografia e armazenamento de imagens das amostras ampliadas em 200, 500 e 1000 vezes (DMT FEG / UNESP).

Na Figura 59 estão duas imagens ilustrativas de uma amostra, observadas e capturadas em cada microscópio.

a)

b)

Figura 59 - Fotomicrografias ópticas da amostra B1, antes da deformação. Em (a) 500 vezes, obtida no microscópio Carl Zeiss Jene Neophot 21; em (b) 200 vezes, obtida no microscópio Nikon Epiphot 200. As partes claras consistem em austenita retida, e as imagens foram obtidas de campos distintos.

Finalmente, todas as imagens armazenadas foram submetidas à análise realizada pelo software *Image Pro Express* disponível na Internet. Nesta análise, as cores da imagem original são trocadas pelo preto e branco, sendo o branco supostamente pertencente a austenita retida. Em seguida a parte branca é trocada por uma determinada cor, cuja área é quantificada em relação à área total. Assim se estima a fração de austenita retida metalograficamente, e na Figura 60 está um exemplo ilustrativo deste processo.

a) original

b) intermediária

c) final

Figura 60 - Seqüência de colorização entre a imagem original (a), intermediária (b) e final (c), aplicada para a amostra B1 ampliada 500 vezes, efetuada pelo software *Image Pro Express*. A parte colorizada em (c) supostamente consiste na austenita retida.

Para quantificar a fração de austenita retida optou-se pelas imagens ampliadas 200 vezes e verificadas em 30 campos por amostra, enquanto para a análise da morfologia e distribuição da austenita recorreu-se às imagens ampliadas em 200, 500 e 1000 vezes.

3.2.5 Análise magnética

O propósito desta análise é medir o campo de saturação magnética das amostras, conforme explicado em 2.8, e, através desta medida, estimar a fração volumétrica de austenita retida.

Supõe-se que pode haver uma relação indireta entre a magnetização de saturação com o percentual das fases magnéticas (e paramagnéticas) presentes na amostra.

Nesta etapa as amostras foram submetidas à saturação magnética sem embutimento ou lixamento.

O método magnético, desde que viável, oferece algumas vantagens em relação aos outros métodos conhecidos e amplamente utilizados na quantificação da austenita retida, como a metalografia óptica e a difração de raios X, principalmente por não degradar a amostra, envolver toda sua dimensão e não sofrer influência de algumas variáveis microestruturais, tais como tamanho de grão e densidade de discordâncias (ZHAO et al, 2000; VASILAKOS et al, 2002; MARTIN et al, 2007). Admite-se que as limitações ficam por conta de campos magnéticos internos à amostra, provocadas por eventuais correntes residuais ou por outras fontes de campo, além de depender da dimensionalidade e dos elementos de liga (GUIMARÃES, 2000; MARTIN et al, 2006).

O campo de saturação medido numa amostra não fornece diretamente o percentual de austenita retida, devendo o mesmo ser comparado com o valor medido numa amostra de referência desprovida de austenita, mas com idêntica composição química da amostra contendo austenita. Sendo B_f o valor medido na

amostra de referência e B_s o da amostra contendo austenita, o percentual desta fase pode ser estimado através da seguinte fórmula proposta (ZHAO et al, 2000; MARTIN et al, 2006; MARTIN et al, 2007):

$$f_{\gamma} = \left(1 - \frac{B_s}{B_f}\right) \times 100\% \quad (5)$$

Para medir a magnetização de saturação, utilizou-se um MAGNETÔMETRO DE AMOSTRA VIBRANTE modelo 4500, sendo a amostra sustentada na extremidade de uma haste, cuja porta-amostra é constituído de uma liga de cobre-berílio, enquanto a outra extremidade é fixada no *transdutor*, que vibra numa frequência de 83 Hz e amplitude constante de 0,1 mm, sempre na direção perpendicular ao campo magnético aplicado por um eletroímã WALKER modelo HR8, capaz de gerar campos magnéticos de até 20 kOe, sendo este medido por uma sonda de efeito Hall ligada a um gaussímetro marca LAKE SHORE modelo 450. Um conjunto de bobinas sensoras está disposto próximo à amostra, de modo que a variação do fluxo magnético provocado pela vibração da amostra induz uma tensão alternada, cujo valor é enviado a um microcomputador IBM-PC, responsável pela aquisição e armazenamento dos dados.

Esta tensão é calculada pela seguinte expressão (SAMPAIO et al, 2000):

$$U = \mu GA 2\pi f \cos(2\pi ft) \quad (6)$$

sendo μ o momento magnético da amostra, G uma função da geometria das bobinas de detecção, f a frequência e A a amplitude da vibração.

A calibração deste sistema é feita com uma amostra de níquel padrão, cujo momento magnético é conhecido (55 emu/g, com aplicação de 5 kOe). Estima-se que a precisão deste aparato pode chegar até 2 %, sendo possível medir momentos magnéticos entre 10^{-3} a 10^3 emu.

Na Figura 61 está uma fotografia do magnetômetro utilizado, pertencente ao Laboratório de Medidas Magnéticas do Instituto de Física da Universidade de São Paulo.

Figura 61 - Fotografia do conjunto de equipamentos que compõe o Magnetômetro de Amostra Vibrante utilizado (LMM IFUSP).

Com o auxílio do programa *Origin 2.0*, a curva de magnetização foi construída com os valores obtidos da razão entre o momento de dipolo (em *emu*) e a massa da amostra (em *gramas*), sendo esta medida numa balança analítica METTLER AE 240.

Como exemplo ilustrativo, duas curvas de magnetização estão dispostas na Figura 62, sendo uma obtida de uma das amostras e outra da ferrita pura, enquanto no Anexo III encontram-se todas as curvas de magnetização obtidas.

Figura 62 - Curvas de magnetização obtidas da amostra B3 (a), antes da deformação (A) e após a deformação (T), e da ferrita pura (b). A unidade de medida da magnetização Φ pertence ao sistema *cgs*.

4 RESULTADOS E COMENTÁRIOS

4.1 RESULTADOS

Os resultados foram distribuídos em três partes:

1º) Morfologia e distribuição da austenita retida

As imagens obtidas para análise metalográfica foram gravadas para observação pormenorizada, com especial atenção dedicada à morfologia e distribuição da austenita retida pela microestrutura, antes e após deformação das amostras.

2º) Estimativa da fração de austenita retida por metalografia

A estimativa da fração de austenita retida, antes e após a deformação, foi efetuada pelo método metalográfico (análise de imagens), conforme explicado em 3.2.4.

3º) Estimativa da fração de austenita retida por magnetismo

As medidas da magnetização de saturação foram efetuadas para permitir a aplicação da equação 5 e testar sua validade.

4.1.1 Morfologia e distribuição da austenita retida

Algumas observações a respeito da morfologia e distribuição da austenita retida pela microestrutura, principalmente a respeito das dimensões, forma e distância relativa entre os grãos de austenita, são possíveis através das imagens obtidas por microscopia óptica.

Na Figura 63, uma micrografia óptica obtida de uma amostra, onde podem ser vistos, após ataque químico, grãos de austenita retida com diferentes tamanhos e morfologias.

Figura 63 - Imagem original de uma fotomicrografia da amostra A1, antes da deformação, ampliada 500 vezes, destacando quatro campos contendo morfologias distintas de austenita retida (parte clara). Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10 %. MO

O grão de austenita destacado no quadro A na Figura 63 tem forma de bloco compacto, enquanto as formações destacadas em B e C circundam parcial ou

totalmente outras fases, respectivamente. Em D, austenita retida exibindo bastões paralelos, separados por outras fases. A austenita retida também pode ser vista na forma de minúsculos grãos espalhados pela microestrutura.

Na Figura 64, os campos destacados na figura anterior estão ampliados.

Figura 64 - Campos destacados na Figura 63 ampliados. Notar as diferentes morfologias da austenita retida. Ataque químico efetuado com solução aquosa de metabissulfito de sódio 10 %. MO

Nas Figuras 65 e 66 podem ser vistas outras formações de austenita retida envolvendo parcial ou completamente outras fases, além de bastões paralelos.

Figura 65 - Fotomicrografia da amostra B1 antes da deformação com aumento de 500 vezes, destacando dois campos ampliados. Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10 %. MO

Figura 66 - Fotomicrografia da amostra A1, após deformação, e um destaque incluindo outra formação de austenita retida circundando completamente outra formação. Ampliação de 200 vezes e ataque químico com solução aquosa de metabissulfito de sódio 10 %. MO

A falta de homogeneidade na distribuição da austenita retida foi observada em algumas amostras, conforme é demonstrado na Figura 67.

Figura 67 - Imagens obtidas da amostra (B1 após deformação), ampliadas 500 vezes, onde se denota claramente a diferença de distribuição da austenita retida (partes claras) para campos de mesma área. MO

Uma visão mais realista da distribuição da austenita retida na microestrutura obtém-se com ampliações menores, conforme está ilustrado na Figura 68.

Figura 68 - Fotomicrografias da amostra B5 antes da deformação, ampliadas 200 vezes. A exemplo da figura anterior, nota-se a diferença de distribuição de austenita retida (partes brancas) para uma mesma amostra e em campos de mesma área. Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10 %. MO

Nas micrografias da Figura 69 estão presentes novas formações de austenita retida com morfologias distintas em uma mesma amostra, ao passo que, na Figura 70, três campos destacados na Figura 69 estão ampliados.

Figura 69 - Fotomicrografias ópticas da amostra A5, após deformação, com ampliação de 200 vezes. Três destaques escolhidos ilustram diferentes morfologias da austenita retida. Ataque químico com solução aquosa de metabissulfito de sódio 10 %. MO

Figura 70 - Três campos selecionados da amostra A5, com aumento de 200 vezes, após deformação, ampliados da imagem original presente na Figura 69. Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10 %. MO

Para se ter uma visão mais acurada de um determinado grão, é evidente que se deve recorrer a ampliações maiores. Nas Figuras 71 e 72 são exibidos duas imagens ampliadas 1000 vezes, obtidas de duas amostras distintas.

a)

b)

Figura 71 - Em (a), imagem de um campo da amostra A3 após a deformação e ampliada 1000 vezes, exibindo contornos bem delineados da austenita (parte clara); em (b), imagem parcial e ampliada de (a). Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10 %. MO

Figura 72 - Imagem obtida de um campo da amostra B-5 antes da deformação, destacando uma interessante formação mesclando austenita retida com outras fases. Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10 %. MO

Na Figura 73 está uma imagem onde se destaca um campo contendo uma formação acicular da austenita retida, além de uma ampliação da mesma.

Figura 73 - Fotomicrografia da amostra A5 após deformação, com aumento de 200 vezes, e um destaque ampliado. Ataque químico: solução aquosa com metabissulfito de sódio 10 %. MO

A redução da fração de austenita retida é mais visível quando se dispõem todas as imagens capturadas lado a lado. Na Figura 74 está uma montagem das 40 imagens recolhidas de uma amostra escolhida, antes e após o ensaio de deformação.

Figura 74 - As 40 imagens obtidas da amostra A5 com ampliação de 500 vezes. Em (a) antes da deformação, em (b) após. A austenita retida está colorizada artificialmente pelo software *Image Pro Express*. Nota-se a diferença na concentração da fase austenítica nas duas montagens. Ataque químico: solução aquosa metabissulfito de sódio 10%.

4.1.2 Estimativa da fração de austenita retida por metalografia

Quando se procura combinar resistência mecânica e conformabilidade num aço multifásico, a austenita retida ocupa posição relevante em sua microestrutura. Conforme foi explanado na revisão bibliográfica, a austenita, mesmo em condição metaestável na temperatura ambiente, contribui para a ductilidade, enquanto a martensita, oriunda da própria austenita via resfriamento ou deformação plástica, reforça a resistência mecânica.

Estimar com precisão a fração de austenita retida presente num aço multifásico à temperatura ambiente é, por conseguinte, meta prioritária na busca por uma melhor combinação entre as propriedades mecânicas deste aço.

Todavia, esta estimativa é uma tarefa que, até o momento, está cercada de grandes dificuldades. Existem alguns métodos comumente utilizados, todos, porém, com vantagens e desvantagens a considerar, de modo que nenhum ainda angariou uma posição de supremacia em termos de confiança, na busca desse objetivo.

Neste trabalho foram utilizados dois métodos: o da metalografia óptica e o magnético, este mais recente e recomendado por vários pesquisadores.

A metalografia óptica é um método direto de avaliação de uma fase de interesse, e no caso da austenita sua aplicação foi explicada em 3.2.4. As principais restrições referem-se à análise puramente superficial da amostra, além da deterioração inevitável de sua superfície, em razão do agente químico. Outro aspecto a considerar é que este método requer um número considerável de imagens recolhidas de uma mesma amostra, visto que a austenita retida, conforme foi mostrado nas Figuras 67 e 68, não está distribuída de forma homogênea na estrutura de um aço que o contém.

Com o propósito de reduzir a incerteza, a quantificação da austenita retida por metalografia óptica foi refeita várias vezes, até se obter os resultados expostos na Tabela 2.

Tabela 2. Frações volumétricas de austenita retida determinadas por metalografia óptica, realizada sobre 30 campos de medida por amostra e ampliadas 200 vezes, sendo (a) antes e (t) após a deformação.

450 °C

amostra	A1	A2	A3	A4	A5	A6
(a)	$6,6 \pm 1,2$	$7,3 \pm 1,6$	$7,1 \pm 1,6$	$6,8 \pm 1,2$	$5,6 \pm 1,4$	$12,0 \pm 2,0$
(t)	$5,8 \pm 1,7$	$5,7 \pm 1,5$	$6,3 \pm 1,6$	$5,6 \pm 1,3$	$4,2 \pm 1,1$	$6,5 \pm 1,7$

350 °C

amostra	B1	B2	B3	B4	B5	B6
(a)	$7,0 \pm 1,7$	$5,5 \pm 1,6$	$6,5 \pm 1,4$	$6,7 \pm 1,5$	$4,9 \pm 1,5$	$17,3 \pm 2,9$
(t)	$3,8 \pm 1,4$	$5,3 \pm 1,2$	$4,6 \pm 1,0$	$5,0 \pm 1,0$	$4,0 \pm 1,1$	$6,0 \pm 1,3$

Pode-se atribuir a elevada margem de incerteza relativamente ao valor médio estimado por amostra, à distribuição desigual da austenita retida pela microestrutura. Os valores anormais obtidos nas amostras A6 e B6 podem ser decorrentes do processo de fabricação do corpo de prova, bem como de circunstâncias desfavoráveis capazes de afetar um ataque químico e a posterior análise de imagens. Neste sentido, as próprias condições climáticas presentes na ocasião do ataque químico, podem interferir.

Na Figura 75 vêem-se estes valores dispostos graficamente em função da deformação, com seus respectivos desvios médios padrões.

Figura 75 - Fração de austenita retida estimada por metalografia óptica em função da deformação sofrida pelas amostras A (tratadas a 450 °C) e B (tratadas a 350 °C), antes (a) e após (t) deformação.

Em todas as amostras verificou-se o esperado: a fração de austenita retida diminuiu após deformação, devido ao efeito TRIP, embora com variações diferentes para cada amostra e por razões conhecidas: a decomposição da austenita em martensita é mais acentuada para deformações maiores, e mais ainda quando a fração inicial de austenita é maior, conforme está explicado em 2.5.1, 2.5.2 e 2.7. Os casos mais flagrantes e que combinam estes dois fatores se verificam nas amostras A6 e B6. Com relação à temperatura de austêmpera, não se verificou uma diferença acentuada nos dois patamares escolhidos (450 °C e 350 °C), no que diz respeito à estabilidade da austenita retida.

4.1.3 Estimativa da fração de austenita retida por magnetização de saturação

Conforme explicado em 3.2.5, há uma relação indireta entre a fração de austenita retida com a magnetização de saturação medida num aço, sendo que a suposta relação é a equação 5.

Os valores de magnetização de saturação no sistema *cgs* obtidos para as amostras em estudo estão dispostos na Tabela 3.

Tabela 3 - Valores medidos para o método magnético: T_i e T_b correspondem à temperatura de tratamento intercrítico e de formação da bainita, t é o tempo de permanência em cada temperatura; σ/σ_0 é a razão entre a tensão aplicada e a tensão de escoamento, m é a massa, Φ é a razão entre o momento de dipolo magnético máximo com a massa (com incerteza de 2 %) e que será tomada como a magnetização de saturação no sistema *cgs*.

<i>amostra</i>	$T_i / T_b // t$ ($^{\circ}\text{C} / ^{\circ}\text{C} // \text{min}$)	σ/σ_0	m (g)	Φ (emu/g)
----------------	---	-------------------	------------	-------------------

A1 (a)	740 / 450 // 30	-	0,8348	220,77
A1 (t)	740 / 450 // 30	1,03	0,5455	224,18
A2 (a)	740 / 450 // 30	-	0,3377	219,99
A2 (t)	740 / 450 // 30	1,14	0,3031	226,28
A3 (a)	740 / 450 // 30	-	0,9462	212,54
A3 (t)	740 / 450 // 30	1,24	0,6319	231,79
A4 (a)	740 / 450 // 30	-	0,3318	223,91
A4 (t)	740 / 450 // 30	1,30	0,2639	217,00
A5 (a)	740 / 450 // 30	-	0,3618	225,75
A5 (t)	740 / 450 // 30	1,61	0,3301	221,50
A6 (a)	740 / 450 // 30	-	0,8473	221,24
A6 (t)	740 / 450 // 30	1,65	0,5277	226,38

B1 (a)	740 / 350 // 30	-	0,1864	222,33
B1 (t)	740 / 350 // 30	1,07	0,1926	227,47
B2 (a)	740 / 350 // 30	-	0,3376	224,14
B2 (t)	740 / 350 // 30	1,10	0,3271	227,77
B3 (a)	740 / 350 // 30	-	0,6900	217,90
B3 (t)	740 / 350 // 30	1,29	0,4159	230,52
B4 (a)	740 / 350 // 30	-	0,3871	229,41
B4 (t)	740 / 350 // 30	1,50	0,3997	232,66
B5 (a)	740 / 350 // 30	-	0,0351	207,62
B5 (t)	740 / 350 // 30	1,57	0,9556	218,52
B6 (a)	740 / 350 // 30	-	0,3540	225,11
B6 (t)	740 / 350 // 30	1,64	0,3647	233,07

<i>ferrita</i>	-	-	0,037	219,02
----------------	---	---	-------	--------

Para se aplicar a equação 5, com o propósito de se estimar a fração de austenita retida, deve-se considerar o efeito desmagnetizante dos elementos de liga que deveriam estar presentes na amostra de referência. Na ausência desta amostra, recorreu-se a uma fórmula semi-empírica devida a Wirthl, Angerer e Hayzenberger (2000), que estima o decréscimo da magnetização de saturação em função do elemento de liga e de seu percentual no material:

$$B_{sat}^{ref} = B_{sat}^{Fe} - \sum_n \delta_n A_n \quad (7)$$

onde δ_n é um fator de decréscimo e A_n é o percentual do elemento de liga n , enquanto que B_{sat}^{Fe} é o valor do campo de saturação da ferrita pura.

O valor medido pelo magnetômetro para a magnetização máxima da ferrita pura é de 219,02 emu/g. Para transformá-lo em Tesla, multiplica-se este valor pela densidade da ferrita (7,88 g/cm³) e pelo fator $12,57 \times 10^{-4}$. O resultado é de 2,17 T, sendo que o valor estimado como real é de 2,16 T (BOZORTH, 1951).

Para a composição química do aço deste trabalho e aplicando a equação 7, chega-se a $B_{sat}^{liga} = 1,9 \text{ T}$, o que corresponde a uma redução de aproximadamente 12,44 % da amostra pura. Aplicando este percentual de redução para a magnetização no sistema *cgs*, encontra-se o valor de referência como sendo de 191,77 emu/g.

Em todas as amostras, sem exceção, o campo de saturação medido foi maior do que este valor, contrariando a expectativa. Para tentar explicar esta discrepância, recorreu-se às frações de austenita retida medidas exaustivamente pelo método metalográfico, para serem aplicadas na equação 5, de modo a se determinar os valores esperados para o campo de saturação magnética. Tais valores encontram-se na Tabela 4, onde são comparados com os valores obtidos por magnetometria.

Tabela 4 - Comparação entre os valores esperados de saturação magnética com os valores obtidos experimentalmente. $f_{\gamma} (met)$ é a fração de austenita retida medida metalograficamente, enquanto p é um fator de conversão entre as magnetizações de saturação $\left(\frac{esperado}{obtido} \right)$.

amostra	$f_{\gamma} (met)$	esperado (emu/g)	obtido (emu/g)	p
---------	--------------------	---------------------	-------------------	-----

A1 (a)	6,6	179,11	220,77	0,81
(t)	5,8	180,65	224,18	0,81
A2 (a)	7,3	177,77	219,99	0,81
(t)	5,7	180,84	226,28	0,80
A3 (a)	7,1	178,15	212,54	0,84
(t)	6,3	179,69	231,79	0,78
A4 (a)	6,8	178,73	223,91	0,80
(t)	5,6	181,03	217,00	0,83
A5 (a)	5,6	181,03	225,75	0,80
(t)	4,2	183,72	221,50	0,83
A6 (a)	12,0	168,76	221,24	0,76
(t)	6,5	179,30	226,38	0,79

B1 (a)	7,0	178,35	222,33	0,80
(t)	3,8	184,48	227,47	0,81
B2 (a)	5,5	181,22	224,14	0,81
(t)	5,3	181,61	227,77	0,80
B3 (a)	6,5	179,30	217,90	0,82
(t)	4,6	182,95	230,52	0,79
B4 (a)	6,7	178,92	229,41	0,78
(t)	5,0	182,18	232,66	0,78
B5 (a)	4,9	182,37	207,62	0,88
(t)	4,0	184,10	218,52	0,84
B6 (a)	17,3	158,60	225,11	0,70
(t)	6,0	180,26	233,07	0,77

Na Tabela 5 encontram-se os valores médios dos fatores de correção listados na Tabela 4.

Tabela 5 - Valores médios para o fator de correção entre os valores de saturação magnética medidos através da equação 5 e obtidos experimentalmente.

A (a)	0,80
(t)	0,81
B (a)	0,80
(t)	0,80

A quase igualdade na média dos fatores de correção permite propor uma reformulação da equação 5, no sentido de adaptar este fator de correção, visto que, ao que tudo indica, tal valor independe da rota de tratamento térmico ou do grau de deformação sofrido pela amostra. Para o aço AISI 4340 e tomando como base os resultados obtidos, desde já fica proposta uma fórmula corrigida da equação 5 para a quantificação da austenita retida, com valores da magnetização medidos no sistema *cgs*:

$$f_{\gamma} = \frac{B_{sat}^{ref} - p \times B_{sat}^{liga}}{B_{sat}^{ref}} \quad \text{com } 0,70 \leq p \leq 0,90 \quad (7)$$

Substituindo o valor médio entre os valores da Tabela 5 no fator de correção p , obtém-se uma fórmula específica:

$$f_{\gamma} = \frac{B_{sat}^{ref} - 0,8 \times B_{sat}^{liga}}{B_{sat}^{ref}} \quad (8)$$

Aplicando na equação 8 os valores de magnetização obtidos, encontram-se os resultados listados na Tabela 6, onde se comparam as frações de austenita retida medidas metalograficamente com as estimadas pela equação corrigida.

Tabela 6 - Comparação entre os valores da fração de austenita retida medidos metalograficamente e calculados pela equação 8.

amostra	metal.	eq. 8	amostra	metal.	eq. 8
A1 (a)	6,6	7,9	B1 (a)	7,0	7,3
(t)	5,8	6,5	(t)	3,8	5,1
A2 (a)	7,3	8,2	B2 (a)	5,5	6,5
(t)	5,7	5,6	(t)	5,3	5,0
A3 (a)	7,1	11,3	B3 (a)	6,5	9,1
(t)	6,3	3,3	(t)	4,6	3,8
A4 (a)	6,8	6,6	B4 (a)	6,7	4,3
(t)	5,6	9,5	(t)	5,0	2,9
A5 (a)	5,6	5,8	B5 (a)	4,9	13,4
(t)	4,2	7,6	(t)	4,0	8,8
A6 (a)	12,0	7,7	B6 (a)	17,3	6,1
(t)	6,5	5,6	(t)	6,0	2,8

Graficamente estes resultados estão representados nas Figuras 76 e 77.

Figura 76 - Comparação gráfica dos valores encontrados na Tabela 6 para as amostras A, (tratadas a 450 °C), antes da deformação (a) e após (t).

Figura 77 - Comparação gráfica dos valores encontrados na Tabela 6 para as amostras B, (tratadas a 350 °C), antes da deformação (a) e após (t).

A introdução de um fator corretivo em muito reduziu a diferença que havia entre os valores calculados pela Equação 5 com os medidos por metalografia óptica, sugerindo-se, portanto, a conveniência de se considerar outros fatores além da transformação de uma fase paramagnética para ferromagnética, como ocorre durante a decomposição da austenita em martensita.

4.2 COMENTÁRIOS

Neste trabalho, ocupou posição primordial a transformação da austenita para martensita por deformação plástica na temperatura ambiente, conhecida como efeito TRIP, bem como a quantificação da austenita em amostras de aço AISI 4340, seja antes e após a deformação e ao longo de duas rotas com diferentes temperaturas de austêmpera.

A confirmação do efeito TRIP se verificou em todas as amostras, enquanto os valores obtidos por metalografia óptica apresentaram boa aproximação com os resultados esperados, seja na fração por amostra como na intensidade de redução, quando se levam em conta a fração inicial de austenita e o grau de deformação. Os valores relativamente baixos de austenita retida, verificados na maioria das amostras, concordam com a observação de outros trabalhos já mencionados em 2.5.3 e 2.5.4. Como já foi reportado na revisão bibliográfica, o máximo da fração de austenita retida medida na temperatura ambiente ocorre dentro de um intervalo entre 4 e 10 minutos de tratamento isotérmico, tanto intercrítico quanto de austêmpera, passando a declinar irreversivelmente daí por diante, até estabilizar (CHEN et al, 1989; MATSUMURA et al, 1992; YAN-QIU et al, 2006).

Quanto aos valores obtidos pelo processo magnético, discrepâncias foram observadas com relação aos resultados esperados, pois todos os valores da magnetização de saturação das amostras contendo austenita paramagnética estiveram acima do valor encontrado na amostra de referência inteiramente ferromagnética, supondo assim a existência de uma combinação de fatores capazes

de interferir no resultado, embora ainda não claramente identificados ou mensurados isoladamente.

A quase igualdade entre os valores de correção exibidos na Tabela 5 é um indicativo de que, sem ou com pouca relação com a rota de tratamento térmico e o grau de deformação, fatores comuns em qualquer processo de fabricação do aço interferem em sua magnetização de saturação, a começar pela contaminação provocada por impurezas.

Outros fatores foram relacionados em 2.9, além dos quais pode-se acrescentar a formação de fases magnéticas por trabalho a frio (GARUD et al, 2004) e a influência da própria porta-amostra pertencente ao magnetômetro. Como o valor medido para a amostra de ferrita pura é muito próximo do previsto, pode-se então reduzir a importância desta hipótese. Por outro lado, a própria aplicação de campo magnético externo, conforme foi relatado em 2.6.2, favorece a transformação martensítica e, conseqüentemente, um aumento na magnetização de saturação.

Em outro trabalho (VILELA, 2001), também foi observado elevação na magnetização de saturação na martensita após revenimento.

Permanece aberta a questão, portanto, se o método magnético requer uma formulação mais precisa do que a proposta pela equação 5, restrita apenas a uma variação proporcional entre a fração de austenita retida com a magnetização de saturação.

4.3 CONCLUSÕES

As conclusões do presente trabalho são as seguintes:

a) o método metalográfico, apesar de suas limitações, continua sendo uma alternativa viável para estimar a fração de austenita retida, bem como para avaliar qualitativamente o efeito TRIP.

b) o método magnético para quantificação da austenita retida, tido como de boa precisão, requer uma reavaliação, no sentido de considerar causas capazes de afetar a magnetização de saturação, além da simples comparação com uma amostra de referência desprovida de austenita, conforme propõe a equação 5. Entre estas causas possíveis, ressaltam-se eventuais reservas energéticas provenientes de trabalho a frio e resfriamento rápido, difusão de elementos ligantes da fase ferrítica e que provocam precipitação de carbonetos (principalmente com o cromo), assim como a própria aplicação de intenso campo magnético externo.

c) experimentos envolvendo os principais parâmetros que determinam a microestrutura de um aço multifásico são aconselhados para melhor definir o parâmetro p ou outros que eventualmente venham a contribuir para aprimorar a equação 7.

4.4 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Ficou claro neste trabalho que o método magnético para estimar a fração de austenita retida num aço multifásico, representado pela equação 5, ainda é duvidoso.

A alta sensibilidade da magnetização de um material com relação à sua microestrutura, permite supor que outros fatores podem ser considerados em uma nova e mais abrangente formulação envolvendo magnetização de saturação e fração de austenita retida, sendo óbvio que mais experimentos devam ser realizados neste sentido, com o fito de selecionar e dimensionar as causas dignas de afetar o fator corretivo da equação 7. Além da necessidade de se reduzir efeitos indesejáveis e inerentes ao próprio processo de fabricação do aço (contaminantes, preparação da peça etc.), uma mais ampla participação e variação de grandezas como temperatura e tempo de tratamento térmico, tipo de aço e grau de deformação, são recomendadas para trabalhos futuros. Também fica aberta a questão de se cada tipo do aço requer uma formulação específica, em razão das diferenças microestruturais entre os diferentes tipos.

Quando se comparam as curvas dos gráficos das Figuras 76 e 77, por exemplo, vê-se que a presença de um fator corretivo (representado por p na equação 7 e tomado como 0,8 na equação 8), tende a aproximar os valores esperados com os obtidos experimentalmente. Percebe-se também nestes gráficos que as diferenças entre as curvas são pouco mais acentuadas nas amostras deformadas, sugerindo uma interferência mais efetiva da tensão aplicada sobre a magnetização. Evidentemente este fator seria nulo para amostras não deformadas.

Este trabalho propõe, portanto, a necessidade de se encontrar um fator corretivo mais consistente para ser aplicado na equação 7, com o propósito de melhor estimar a fração de austenita retida presente num aço multifásico.

REFERÊNCIAS

- ABDALLA, A. J.; HASHIMOTO, T. M.; PEREIRA, M. S.; ANAZAWA, R. M. **Revista Brasileira de Aplicações no Vácuo**, v.25, No.3 (2006) p. 175.
- ADAMCZYK, J.; GRAJCAR, A. **Int. J. Microstructure and Materials Properties**, v.2, No.2 (2007) p.112.
- AYDIN, A.; GULER, E.; AKTAS, H.; GUNGUNES, H. **Bull. Mater. Sci.**, v.25, No.5 (2002) p. 359.
- ALI, A.; AHMED, M.; HASHMI, F. H.; KHAN, A. Q. **Metallurgical Transactions A**, v.24 A (1993) p. 2145.
- BAIK, S. C.; KIM, S.; JIN, Y. S.; KWON, O. **ISIJ International**, v.41, No.3 (2001) p. 290.
- BANDYOPADHYAY, N.R.; DATTA, S. **ISIJ International**, v.44, No.5 (2004) p.927.
- BERRAHMOUNE, M. R.; BERVEILLER, S.; INAL, K.; MOULIN, A.; PATOOR, E. **Materials Science and Engineering A** 378 (2004) p. 304.
- BHADESHIA, H. K. D. H. **Bainite in Steels**, The Institute of Materials (1992).
- BLECK, W.; HULKA, K.; PAPAMENTELLOS, K. **Materials Science Fórum**, vols. 284-286 (1998) p.327.
- BOUET, M.; ROOT, J.; Es-SADIQI, E.; YUE, S. **Materials Science Fórum**, vols.284-286 (1998) p.319.
- BOZORTH, R. M. **Ferromagnetism**, D. van Nostrad Company Inc., NY (1951).
- BRANDT, M. L.; OLSON, G. B. **Fundamentals of Aging and Tempering in Bainitic and Martensitic Steel Products**, ISS-AIME (1992).
- CABALLERO, F. G.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MAWELLA, K. J. A.; JONES, D. G.; BROWN, P. **Materials Science and Technology**, v.17 (2001) p. 512.
- CALLISTER Jr., W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais: uma introdução**, LTC, 5a ed.
- CHANG, L. C.; BHADESHIA, H. K. D. H. **Materials Science and Engineering**, A184 (1994) p.L17.

CHEN, H. C.; ERA, H.; SHIMIZU, M. **Metallurgical Transactions A**, v.20A (1989) p.437.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos**, Associação Brasileira dos Metais, 5a ed.

COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**, E. Edgard Blücher Ltda, 3a ed.

COSTA E SILVA, A. L. & MEI, P. M. **Aços e Ligas Especiais**, Eletrometal (1988).

COTTREL, A. H. **Introdução à Metalurgia**, Fundação Calouste Gulbenkian, 3a ed.

CULLITY, B. D. **Introduction to Magnetic Materials**, Addison-Wesley (1972).

DIMATTEO, A.; LOVICU, G.; DESANCTIS, M.; VALENTINI, R.; SOLILNA, A. **La Metalurgia Italiana** (2006) p.37.

FERRER, M. H.; HUPALO M. F^o.; DALLABONA, A. R.; TSCHIPTSCHIN, A. P. 8^o Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica (2007).

GAJDA, B.; LIS, A. K. **Journal of Achievement in Materials and Manufacturing Engineering**, v.20, Issues 1-2 (2007) p.439.

GARUD, C.; NASH, P.; MOSTOVOY, S.; BENEDYK, J. C. *EPD Congress 2004, The Minerals, Metals & Materials Society* (2004) p.327.

GRAJCAR, A. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v.20, Issues 1-2 (2007) p.111.

GUIMARÃES, A. P. **Revista Brasileira de Ensino de Física**, v.22, No.3 (2000) p.382.

HANZAKI, A. Z.; HODGSON, P. D.; YUE, S. **ISIJ International**, v.35, No.1 (1995) p.79.

HASHIMOTO, T. M. **Caracterização Mecânica e Microestrutural de um Aço Médio Carbono com Estruturas Bainíticas e Multifásicas**. Tese apresentada à Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, UNESP, para obtenção do título de Livre Docente (2004).

HAYT Jr., W. H. & BUCK, J. A. **Eletromagnetismo**, LTC, 6a ed.

HUME-ROTHERY, W. **Estrutura das Ligas de Ferro**, Ed. Edgard Blücher Ltda, 1a ed.

ISHIGAKI, H.; KONISHI, Y.; KONDO, K.; KOTERAZAWA, K. **Journal of Magnetism and Magnetic Materials**, 193 (1999) p.466.

JACQUES, P.; CORNET, X.; HARLET, Ph.; LADRIÈRE, J.; DELANNAY, F. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.29 A (1998) p.2383.

JACQUES, P.; GIRAULT, E.; CATLIN, T.; GEERLOFS, N.; KOP, T.; van der ZWAAG, S.; DELANNAY, F. **Materials Science and Engineering A** 273-275 (1999) p.475.

JACQUES, P. J.; GIRAULT, E.; HARLET, Ph.; DELANNAY, F. **ISIJ International**, v.41, No.9 (2001) p.1061.

JACQUES, P. J.; GIRAULT, E.; MERTENS, A.; VERLLINDEN, B.; van HUMBEECK, J.; DELANNAY, F. **ISIJ International**, v.41, No.9 (2001) p.1068.

KATSAMAS, A. I.; HAIDEMENOPOULUS, G. N.; ARAVAS N. **Steel Research Int.** 75 (2004) p. 739.

KITTEL, C. **Introdução à Física do Estado Sólido**, Guanabara Dois, 5a ed.

KRAUS, J. D. & CARVER, K. R. **Eletromagnetismo**, Ed. Guanabara, 2a ed.

LEE, C. G.; KIM, S.; LEE, T.; LEE, S. **Materials Science and Engineering A** 371 (2004) p.16.

MACHADO, K. D. *Teoria do Eletromagnetismo* vol. II, Ed. UEPG, 2a ed.

MANGONON Jr., P. L.; THOMAS, G. **Metallurgical Transactions**, v.1 (1970) p.1587.

MARTIN, R. V.; LANDGRAF, F. J. G.; GOLDENSTEIN, H.; CUMINO, R.; de CAMPOS, M. F. 17^o CBECIMat (2006).

MATSUMURA, O.; SAKUMA, Y.; TAKECHI, H. **ISIJ International**, v.32, No.9 (1992) p.1014.

MISHRA, S.; JHA, B. K. **Verlag Mainz**, Aachen (1998) p.109.

MUKHERJEE, M.; SINGH, S. B.; MOHANTY, O. N. **Materials Science and Technology**, v.23, No.3 (2007) p.338.

MOTA, R. A. Departamento de Engenharia de Materiais, UNICAMP (2002).

NAKAGAWA, H.; MIYAZAKI, T. **Journal of Materials Science** 34 (1999) p.3901.

NETO, H. B.; LANDGRAF, F. J. G.; FUKUHARA, M.; TSCHIPTSCHIN, A. P.; GOLDENSTEIN, H. Paper submitted for presentation at the 60th Annual Congress of ABM, Belo Horizonte, MG (2005).

NOVIKOV, I. **Teoria dos Tratamentos Térmicos dos Metais**, Ed. UFRJ.

PARISH, C. M. **Fundamental Study of Phase Transformations in Si-Al TRIP Steels**. Submitted to the Graduate Faculty of the School of Engineering in Partial fulfillment of the requirements for the degree of Máster of Science in Material Science and Engineering, Um. Of Pittsburgh (2003).

PERLADE, A.; BOUAZIZ, O.; FURNÉMONT, Q. **Materials Science and Engineering**, A356 (2003) p.145.

PERRARD, F.; SCOTT, C. **ISIJ International**, v.47, No.8 (2007) p.1168.

REZENDE, S. M. **A Física de Materiais e Dispositivos Eletrônicos**, Ed. UFPE (1996).

RIOS, P. R. & PADILHA, A. F. **Transformações de Fase**, Artliber Editora (2007).

ROS-YÁNEZ, T.; HOUBAERT, Y.; MERTENS, A. **Materials Characterization** 47 (2001) p.93.

SAKUMA, Y.; MATSUMURA, O.; AKISUE, O. **ISIJ International**, v.31, No.11 (1991) p.1348.

SAMAJDAR, I.; GIRAULT, E.; VERLINDEN, B.; AERNOUDT, E.; HUMBEECK, J. V. **ISIJ International**, v.38, No.9 (1998) p.998.

SAMPAIO, L. C.; GARCIA, F.; CERNICCHIARO, G. R. C.; TAKEUCHI, A. Y. *Revista Brasileira de Ensino de Física*, v.22, No.3 (2000) p.406.

SCHLEGER, S.; HOPKINS, S.; YOUNG E.; COLE J.; LILLO, T.; FRARY, M. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.40A (2009) p.2812.

SHERIF, M. Y.; MATEO, C. G.; SOURMAIL, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. **Materials Science and Technology**, v.20 (2004) p.319.

SHI, W.; LI, L.; YANG, C.; FU, R.; WANG, L.; WOLLANTS, P. **Materials Science and Engineering A** 429 (2006) p.247.

SOUZA, G. A. **Caracterização microestrutural de um aço médio carbono e baixa liga (com estrutura bainítica / martensítica) via microscopia óptica**. Tese de Mestrado defendida na Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá em 2008.

SUGIMOTO K.; USUI, N.; KOBAYASHI, M.; HASHIMOTO, S. **ISIJ International**, v.32, No.12 (1992) p.1311.

SUGIMOTO, K.; NAKANO, K.; SONG, S.; KASHIMA, T. **ISIJ International**, v.42, No. 4 (2002) p.450.

TANG, Z.; DING, H.; DU, L.; LI, L. **J. Mater. Sci. Technol.**, v.23, No.6 (2007) p.790.

TAVARES, S. S. M.; FRUCHART, D.; MIRAGLIA, S.; LABORIE, D. **Journal of Alloys and Compounds** 312 (2000) p.307.

TAVARES, S. S. M.; ABREU, H. F. G.; NETO, J. M.; da SILVA, M. R.; POPA, I. **Journal of Alloys and Compounds** 358 (2003) p.152.

THELNING, K. E. **Steels and its Heat Treatment**, Butterworths (1975).

TIMOKHINA, I. B.; HODGSON, P. D.; PERELOMA, E. V. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.35 A (2004) p.2331.

TRAIINT, S.; PICHLER, A.; TIKAL R.; STIASZNY, E. A. WERNER 42ND MWSP Conf. Proc., ISS, v. XXXVIII (2000).

TSUKATANI, I.; HASHIMOTO, S.; INOUE, T. **ISIJ International**, v.31, No.9 (1991) p.992.

VAN VLACK, L. H. **Princípios de Ciência e Tecnologia dos Materiais**, Ed. Campus, 4a ed.

VASILAKOS, A. N.; OHLERT, J.; GIASLA, K.; HAIDEMENOPOULUS, G. N.; BLECK, W. **Steel Research** 73, No.6+7 (2002) p.249.

VILELA, J. M. C.; ANDRADE, M. S.; OLIVEIRA, N. J. L.; SANTOS, C. E. R.; BUONO, V. T. L.; GONZALEZ, B. M.; MANTEL, M. J. **Acta Microscópica** (2001) p.143.

WANG, J.; FANG, H.; YANG, Z.; ZHENG, Y. **ISIJ International**, v.35, No. 8 (1995) p.992.

WATANABE, Y.; MURAKAMI, J.; MIURA, H. **Materials Science and Engineering A338** (2002) p.299.

WIRTHL, E.; ANGERER, R.; HAUZENBERGER, K. **AISE** (2000).

YAN, Y. H.; KAI, G. Y.; JIAN, M. D. **Materials Science and Engineering A** 441 (2006) p.331.

YAN-QIU, H.; XIU-HUI, L.; ZHEN-HUA, Z.; JIAN-GUO, L. **Materials Science and Engineering A** 438-440 (2006) p.158.

YOO, C.; PARK, Y.; JUNG, Y.; LEE, Y. **Scripta Materialia** 59 (2008) p.71.

ZACEK, O.; KLIBER, J. **Sbornik vedeckych praci Vysoke skoly banské - Technické univerzity Ostrava**, XLVIII (2005) p.25.

ZAEFFERER, S.; OHLERT, J.; BLECK, W. **Acta Materialia** 52 (2004) p.2765.

ZHAO, L.; van DIJK, N. H.; BRÜCK, E.; SIETSMA, J.; van der ZWAAG, S. **Materials Science and Engineering A313** (2001) p.145.

ANEXOS

I - CURVAS TENSÃO X DEFORMAÇÃO

Amostra A 1

Tensão máxima aplicada: 642, 42311 MPa

Tensão limite de escoamento: 625, 67223 MPa

Deformação: 1,03

Módulo de elasticidade: 48515,28320 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,01460 mm/mm

Carga de escoamento: 10705, 25178 N

Energia de escoamento: 2,17917 J

Carga de fratura: 10991, 85944 N

Energia de fratura: 2,36188 J

Amostra A 2

Tensão máxima aplicada: 613, 80661 MPa

Tensão limite de escoamento: 538,75164 MPa

Deformação: 1,14

Módulo de elasticidade: 44772,63489 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,01729 mm/mm

Carga de escoamento: 10864, 37702 N

Energia de escoamento: 1,83775 J

Carga de fratura: 10864,37702 N

Energia de fratura: 2,90293 J

Amostra A 3

Tensão máxima aplicada: 768,48213 MPa

Tensão limite de escoamento: 618,74554 MPa

Deformação: 1,24

Módulo de elasticidade: 46189,14490 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,02501 mm/mm

Carga de escoamento: 11316,85600 N

Energia de escoamento: 2,37914 J

Carga de fratura: 14055,53818 N

Energia de fratura: 5,71955 J

Amostra A 4

Tensão máxima aplicada: 789,32108 MPa

Tensão limite de escoamento: 606,70839 MPa

Deformação: 1,30

Módulo de elasticidade: 46246,95740 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,02863 mm/mm

Carga de escoamento: 10738,73849 N

Energia de escoamento: 2,21999 J

Carga de fratura: 13970,98303 N

Energia de fratura: 6,73092 J

Amostra A 5

Tensão máxima aplicada: 908,11684 MPa

Tensão limite de escoamento: 565,76566 MPa

Deformação: 1,61

Módulo de elasticidade: 45577,92358 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,06629 mm/mm

Carga de escoamento: 10014,05225 N

Energia de escoamento: 1,97950 J

Carga de fratura: 16073,66800 N

Energia de fratura: 20,53056 J

Amostra A 6

Tensão máxima aplicada: 926,38731 MPa

Tensão limite de escoamento: 562,37461 MPa

Deformação: 1,65

Módulo de elasticidade: 44718,89648 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,07109 mm/mm

Carga de escoamento: 10122,74302 N

Energia de escoamento: 2,02211 J

Carga de fratura: 16674,97158 N

Energia de fratura: 22,84724 J

Amostra B 1

Tensão máxima aplicada: 638,93911 MPa

Tensão limite de escoamento: 597,48595 MPa

Deformação: 1,07

Módulo de elasticidade: 55083,38844 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,01481 mm/mm

Carga de escoamento: 10049,71370 N

Energia de escoamento: 1,82278 J

Carga de fratura: 10746,95587 N

Energia de fratura: 2,44673 J

Amostra B 2

Tensão máxima aplicada: 724,78321 MPa

Tensão limite de escoamento: 659,59901 MPa

Deformação: 1,10

Módulo de elasticidade: 50573,37952 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,01678 mm/mm

Carga de escoamento: 11872,78223 N

Energia de escoamento: 2,44584 J

Carga de fratura: 13046,09776 N

Energia de fratura: 3,23084 J

Amostra B 3

Tensão máxima aplicada: 746,61771 MPa

Tensão limite de escoamento: 579,82388 MPa

Deformação: 1,29

Módulo de elasticidade: 50326,83411 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,02244 mm/mm

Carga de escoamento: 10436,82980 N

Energia de escoamento: 1,95823 J

Carga de fratura: 13439,11886 N

Energia de fratura: 4,81820 J

Amostra B 4

Tensão máxima aplicada: 1005,18283 MPa

Tensão limite de escoamento: 667,46852 MPa

Deformação: 1,50

Módulo de elasticidade: 48980,99670 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,05364 mm/mm

Carga de escoamento: 11814,19286 N

Energia de escoamento: 2,51516 J

Carga de fratura: 17791,73613 N

Energia de fratura: 18,12832 J

Amostra B 5

Tensão máxima aplicada: 929,11420 MPa

Tensão limite de escoamento: 590,56436 MPa

Deformação: 1,57

Módulo de elasticidade: 47095,01343 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,04683 mm/mm

Carga de escoamento: 10801,42218 N

Energia de escoamento: 2,15510 J

Carga de fratura: 16993,49880 N

Energia de fratura: 14,45872 J

Amostra B 6

Tensão máxima aplicada: 459,11820 MPa

Tensão limite de escoamento: 279,05046 MPa

Deformação: 1,64

Módulo de elasticidade: 33991,79382 MPa

Esforço de tração em carga máxima: 0,05148 mm/mm

Carga de escoamento: 9121,48992 N

Energia de escoamento: 1,60135 J

Carga de fratura: 14991,35494 N

Energia de fratura: 18,26511 J

II - IMAGENS MICROGRÁFICAS

ANTES DA DEFORMAÇÃO (200 x) Nikon Epiphot 200

A1

A2

A3

A4

A5

A6

B1

B2

B3

B4

B5

B6

APÓS DEFORMAÇÃO

A1

A2

A3

A4

A5

A6

B1

B2

B3

B4

B5

B6

ANTES DA DEFORMAÇÃO (500 x) Carl Zeiss Jene Neophot 21

A1

A2

A3

A4

A5

A6

B1

B2

B3

B4

B5

B6

APÓS DEFORMAÇÃO

A1

A2

A3

A4

A5

A6

B1 (*)

B2

B3

B4

B5

B6

(*) Feita com o microscópio Nikon Epiphot 200

ANTES DA DEFORMAÇÃO (1000 x) Nikon Epiphot 200

A1

A2

A3

A4

A5

A6

B1

B2

B3

B4

B5

B6

APÓS DEFORMAÇÃO

A1

A2

A3

A4

A5

A6

B1

B2

B3

B4

B5

B6

III - CURVAS DE MAGNETIZAÇÃO