

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE
MINAS

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**"INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO
DE AUSTÊMPERA NO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DO AÇO ALTO C-Si-Mn-Cr
COM EFEITO TRIP"**

AUTOR: MARCUS VINÍCIUS COSTA NASCIMENTO
ORIENTADOR: PROF. DAGOBERTO BRANDÃO SANTOS

MARÇO/2007

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE
MINAS

"INFLUÊNCIA DO CICLO TÉRMICO
DE AUSTÊMPERA NO COMPORTAMENTO
MECÂNICO DO AÇO ALTO C Si-Mn-Cr
COM EFEITO TRIP"

MARCUS VINÍCIUS COSTA NASCIMENTO

*Dissertação de Mestrado apresentada
ao Curso de Pós-Graduação em
Engenharia Metalúrgica e de Minas da
Universidade Federal de Minas Gerais*

Área de concentração: Metalurgia Física
Orientador: Professor Dr. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2007

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus por ter me dado força e saúde para poder concluir este trabalho.

A CAPES pela concessão da bolsa e a UFMG, por parte do Departamento de Engenharia Metalúrgica, pelo apoio a realização desse trabalho.

Ao Professor Orientador Dagoberto Brandão Santos pela sua confiança e apoio.

A todos os colegas e pessoas que ajudaram de alguma forma a realizar o presente trabalho de pesquisa.

Marcus Vinícius Costa Nascimento

SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO.....	11
2 - OBJETIVO.....	13
3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	14
3.1 - Efeito TRIP.....	15
3.2 - Composição química de aços susceptíveis ao efeito TRIP.....	16
3.3 - Influência dos elementos de liga.....	17
3.4 - Temperaturas críticas de transformação.....	18
3.5 - Diagramas TTT de aços Si-Mn	19
3.6 - Características da Bainita.....	21
3.6.1 - Morfologia	21
3.6.2 - Mecanismos de transformação.....	25
3.7 - Estabilidade da austenita	27
3.8 - Parâmetros do ciclo térmico de austêmpera.....	29
4 - MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
4.1 - Caracterização inicial.....	32
4.2 - Ciclo térmico de austêmpera.....	33
4.3 - Ensaio de tração.....	36
4.4 - Exames metalográficos.....	38
4.5 - Quantificação da austenita retida.....	38
4.6 - Cálculo do teor de carbono na austenita retida.....	39
5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	40
5.1 - Caracterização inicial.....	40
5.2 - Efeito das temperaturas do ciclo térmico no comportamento mecânico.....	42
5.3 - Efeito da taxa de resfriamento no comportamento mecânico	45
5.4 - Efeito dos parâmetros do ciclo térmico na austenita retida.....	47
5.5 - Efeito dos parâmetros do ciclo térmico na microestrutura.....	52
6 - CONCLUSÕES.....	57
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	59
... SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	64

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 Efeito TRIP na curva de tensão versus deformação.

Figura 3.2 Diagrama TTT do aço 0,54C-1,62Si-0,78Mn-0,77Cr.

Figura 3.3 Diagrama TTT do aço 0,7C - 1,83Si - 0,5Mn.

Figura 3.4 Sistema de classificação morfológica da bainita.

Figura 3.5 Mecanismos displacivo e reconstutivo para as principais transformações de fase nos aços.

Figura 3.6 Energia livre e T_0 em função do teor de carbono.

Figura 3.7 Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-(1,5Si-1,5Mn)-C.

Figura 3.8 Variação da fração de austenita retida com a temperatura de formação banítica.

Figura 3.9 Variação da austenita retida com o tempo de encharque em 400 °C.

Figura 3.10 Variação das propriedades mecânicas em relação ao tempo de encharque na temperatura de 400°C.

Figura 3.11 Variação da austenita retida com o tempo de tratamento isotérmico.

Figura 4.1 Estudo inicial do aço.

Figura 4.2 Ciclos térmicos de austêmpera realizados.

Figura 4.3 Exemplo de ciclo térmico aplicado ao aço. (a) Ciclo completo, (b) Região de resfriamento primário e (c) secundário.

Figura 4.4 Desenho esquemático do forno radiante e sistema de resfriamento.

Figura 4.5 Fotografia do forno radiante utilizado para realizar os ciclos térmicos.

Figura 4.6 Dimensões do corpo de prova.

Figura 4.7 Limite de resistência (LR) e de escoamento (LE).

Figura 4.8 Determinação do expoente de encruamento.

Figura 5.1 Fotomicrografias 1000X. (a) Estado inicial; (b) Recozido; (c) Temperado a 900 e (d) 800 °C.

Figura 5.2 Fração volumétrica de ferrita das amostras A e B.

Figura 5.3 Microdureza (HV) das amostras B, A, C e D.

Figura 5.4 Curvas de tração para distintos ciclos térmicos.

Figura 5.5 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no limite de resistência.

Figura 5.6 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no alongamento total.

Figura 5.7 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no expoente de encruamento.

Figura 5.8 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera na microdureza.

Figura 5.9 Efeito da taxa de resfriamento no limite de resistência.

Figura 5.10 Efeito da taxa de resfriamento na redução de área.

Figura 5.11 Picos de intensidade das fases ferrita e austenita.

Figura 5.12 Gráfico de a_0 vs. $\text{sen}^2\theta$

Figura 5.13 Picos de intensidade corresponde aos planos da ferrita.

Figura 5.14 Variação da austenita retida com a taxa de resfriamento.

Figura 5.15 Variação do teor de carbono na austenita com a taxa de resfriamento.

Figura 5.16 Microestrutura do aço aquecido a 900°C, austemperado a 400°C e resfriado em água (a) MO e (b) MEV, 1000X.

Figura 5.17 Austenitização a 900°C, austêmpera a 400°C e resfriamento no forno. MEV 3000X.

Figura 5.18 Austenitização a 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento a água. MEV 3000X.

Figura 5.19 Austenitização a 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento ao forno. MEV 2000X.

Figura 5.20 Austenitização a 900 °C, austêmpera a 600°C e resfriamento lento, no forno (a) e ao ar (b). MEV 3000X.

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 Simbologia e nomenclatura dos diferentes produtos ferríticos de decomposição da austenita.

Tabela IV.1 Composição química do aço utilizado (% em peso).

Tabela IV.2 Taxas de resfriamento utilizadas.

LISTA DE NOTAÇÕES

γ	Fase austenita
α	Fase ferrita
γ_R	Austenita retida
a_0	Parâmetro de rede
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AI-T	Alongamento total (%)
ARBL	Alta resistência e baixa liga
B_f	Temperatura de final de transformação bainítica
B_s	Temperatura de início de transformação bainítica
C_γ	Teor de carbono na austenita retida
CP	<i>Complex Phases</i>
DP	Dual Phases
HV	Dureza Vickers
IPS	Invariant- plane strain
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
M_f	Temperatura final de transformação martensítica
MO	Microscopia Óptica
M_s	Temperatura de início de transformação martensítica
n	Coefficiente de encruamento
RA	Redução de área (%)
TRIP	<i>Transformation induced plasticity</i>
TWIP	<i>Twinning Induced plasticity</i>

RESUMO

A influência do ciclo térmico de austêmpera sobre o comportamento mecânico de um aço 0,6%C-1,5%Si-0,8%Mn-0,77%Cr apresentando efeito TRIP foi investigada. O ciclo térmico consistiu no aquecimento do aço na região intercrítica a 800°C e na região austenítica a 900°C, resfriamento rápido até 600 ou 400°C, seguido de austêmpera nestas duas temperaturas durante 300s. Após austêmpera, o material foi resfriado a diferentes taxas e em seguida ensaiado em tração. A microestrutura foi avaliada por microscopia óptica e eletrônica de varredura. Antes de realizar a deformação plástica com teste de tração, a austenita retida e seu teor de carbono foram quantificados com difração de raios-x, cujos resultados foram associados com os parâmetros do ciclo térmico e microestrutura. Os elevados valores de ductilidade na estrição (50-70 %) e limite de resistência (1300-1400 MPa) foram alcançados com o ciclo de austenitização a 900°C, austêmpera a 400°C. Essa combinação de alta resistência e ductilidade está associada com a transformação da austenita em martensita durante a deformação plástica (efeito TRIP).

ABSTRACT

The influence of austempering thermal cycle on the mechanical behavior of a 0.6%C-1.5%Si-0.8%Mn-0.77%Cr steel with TRIP effect was investigated. The thermal cycle consisted on heating the steel in the intercritical field at 800 °C and in the austenitic field at 900 °C, fast cooling down to 600 or 400 °C, followed by austempering in these temperatures for 300 s. After austempering, the material was cooled with different rates down to room temperature. The mechanical properties were evaluated by tensile and hardness tests. The microstructure was evaluated using optical and scanning electron microscopy. The retained austenite and its carbon content were quantified with x-rays diffraction, whose results were associated with the parameters of the thermal cycle and microstructure. High levels of ductility, measured by reduction of area (50-70%), and tensile strength (1300-1400 MPa) were reached with austenitizing at 900°C, austempering at 400°C and fast cooling. The austenite transformation to martensite during plastic deformation (TRIP effect) is responsible for this combination of high strength and ductility.

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

Novos tipos de aço vêm sendo pesquisados com o objetivo de melhorar a resistência mecânica em geral. Essa tendência acentuou-se a partir da década de 1970, com a introdução dos aços de alta resistência baixa-liga (ARBL ou HSLA) e vem sendo mantida por conta, principalmente, da demanda da indústria automotiva por materiais mais sofisticados com melhor desempenho. Estes novos materiais têm permitido a produção de peças mais finas e mais leves com o mesmo nível de resistência mecânica. Os aços mais utilizados atualmente que possuem estas características são classificados como aços de alta resistência e baixa liga avançados, tais como os aços bifásicos (*DP-Dual Phase*), os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) e os aços multiconstituídos (*CP-Complex Phase*). Em um estágio inicial de evolução estão os aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity*).

Dentre estas classes de aços de alta resistência e baixa liga avançados, os aços de baixo teor de carbono têm sido extensivamente pesquisados para melhor compreensão das condições de tratamentos termomecânicos utilizados industrialmente. Nestes estudos, o aço investigado é submetido a ciclos térmicos de austêmpera, seguindo-se os testes mecânicos. O tratamento de austêmpera estabiliza a austenita na temperatura ambiente para que durante a deformação plástica ocorra o efeito TRIP. O elemento silício ajuda evitar a precipitação de carbonetos em temperaturas na região de transformação bainítica, de modo que a austenita se torna estável e enriquecida de carbono, favorecendo a ocorrência do efeito TRIP, caso o aço seja deformado plasticamente.

Aços de baixo teor de carbono têm sido extensivamente pesquisados para uma melhor compreensão das condições de tratamentos termomecânicos que conferem uma alta resistência mecânica aliada a uma ótima conformabilidade. No entanto, existem poucos trabalhos publicados utilizando aços com alto teor

de carbono considerando o efeito da ciclagem térmica no comportamento mecânico e na ocorrência do efeito TRIP . Dessa forma, este presente trabalho teve como objetivo investigar a influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço alto carbono Si-Mn-Cr (ABNT 9254), caracterizando também a microestrutura e mecanismos de transformação da austenita.

CAPÍTULO 2

2. OBJETIVO

Este trabalho tem como objetivo investigar a influência dos parâmetros do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico do aço alto carbono Si-Mn-Cr. Elevados valores de resistência mecânica e ductilidade podem ser alcançados se o aço receber tratamento de austêmpera e deformação plástica. Dessa forma, este trabalho tem como objetivo específico investigar a influência das temperaturas de austenitização e austêmpera e da taxa de resfriamento, no comportamento mecânico e microestrutura, verificando também as características da austenita retida e o efeito TRIP no aço alto carbono Si-Mn-Cr.

CAPÍTULO 3

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A grande demanda do mercado automotivo por aços de alta resistência mecânica e boa capacidade de conformação tem proporcionado uma busca constante do desenvolvimento de aços mais sofisticados. Dessa forma, diversas classes de aço de alta resistência foram criadas e separadas conforme as diferenças de microestrutura, comportamento mecânico e processamento.

Dentre as principais classes de aço de alta resistência estão os aços martensíticos (*MART Steels*), os aços de estrutura multiconstituída (*Complex Phase - CP*), os aços bifásicos (*Dual Phase - DP*), os aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*) e em estágio inicial de evolução, os aços TWIP (*Twinning Induced Plasticity*), que são caracterizados pelas maclas de deformação como mecanismo endurecedor. No entanto, os aços TRIP têm sido investigados com maior frequência, devido apresentarem bons resultados de alta resistência e boa ductilidade.

A combinação da alta resistência mecânica com a boa ductilidade foi amplamente divulgada pela primeira vez por Zackay *et al.*, (1967) a partir de pesquisas com aços inoxidáveis austeníticos. Os pesquisadores associaram a transformação da austenita durante a deformação plástica como o principal mecanismo promovedor do aumento da ductilidade, e chamaram este fenômeno de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

Furukawa *et al.*, (1979) observaram a austenita retida na microestrutura de um aço Dual Phase ferrítico-martensítico. No mesmo ano, Bhadeshia e Edmonds (1979) propuseram que o efeito TRIP poderia ocorrer em aços de baixa liga com teores mais elevados de silício, sendo a bainita o constituinte predominante na microestrutura. Assim, foi concluído que o Si favorece a estabilização da austenita se o aço for submetido a ciclos térmicos seguido de tratamento de austêmpera.

Dessa forma, tais ciclos térmicos com tratamento de austêmpera em aços Si-Mn foram investigados por diversos pesquisadores (Matsumura *et al.*, 1987; Hanzaki *et al.*, 1994 e Sugimoto *et al.*, 2004). Nestes trabalhos, foi verificado que os parâmetros do ciclo térmico e austêmpera (tempo e temperatura dos tratamentos isotérmicos) influenciam diretamente na estabilização da austenita retida na temperatura ambiente e, portanto, na capacidade dos aços sofrerem efeito TRIP.

Durante a deformação plástica a austenita retida é transformada em martensita, aparecendo na microestrutura como constituinte martensita-austenita (MA), situado entre as ripas de bainita. Conseqüentemente, os limites de escoamento

e de resistência, como também a ductilidade e o expoente de encruamento do aço, têm seus valores alterados conforme a quantidade de austenita retida, que varia com os parâmetros do ciclo térmico e austêmpera.

Assim, essa revisão bibliográfica objetiva mostrar algumas considerações sobre:

- (i) O efeito TRIP;
- (ii) Composição química típica de aços bainíticos susceptíveis para efeito TRIP;
- (iii) Influência da composição química nas temperaturas críticas de transformação de fase;
- (iv) Diagramas TTT de aços Si-Mn;
- (v) Características da bainita e outros produtos de transformação da austenita;
- (vi) Parâmetros do ciclo térmico de austêmpera;

3.1 Efeito TRIP

O efeito TRIP é um fenômeno que ocorre nos aços quando uma determinada quantidade de austenita retida se transforma em martensita durante deformação plástica. Zackay *et al.* (1967) descreveram pela primeira vez esse fenômeno a partir de aços inoxidáveis austeníticos submetidos a esforços de tração. Os pesquisadores verificaram a transformação espontânea da austenita para martensita durante a deformação a frio e chamaram esse fenômeno de efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

No trabalho de Zackay *et al.* (1967) os aços TRIP e o aço 4340 foram temperados e revenidos em diferentes condições. Dessa forma, os pesquisadores obtiveram diferentes curvas de tração, conforme ilustra a figura 3.1, que mostra que os aços TRIP apresentam maiores taxas de encruamento que o aço SAE 4340.

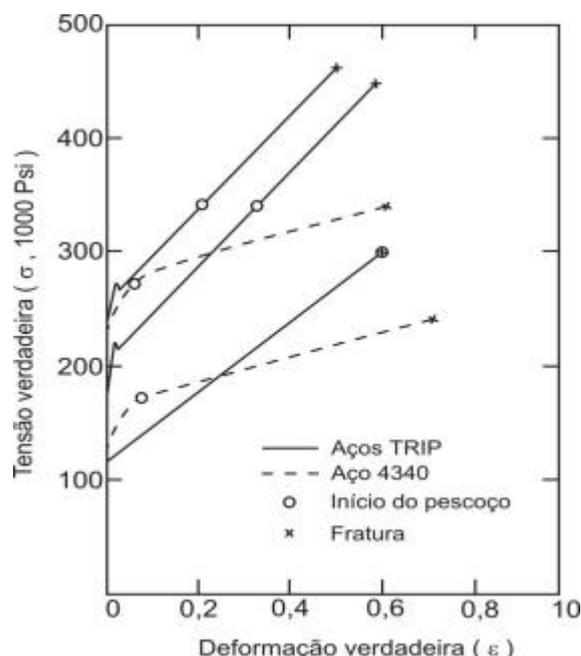


Figura 3.1 Efeito TRIP na curva de tensão versus deformação (Zackay *et al.*, 1967).

De acordo com a Fig. 3.1, a instabilidade plástica do aço SAE 4340 começa em baixas deformações, tornando a taxa de encruamento insuficiente para compensar o aumento da tensão na região do pescoço, antecipando o início da formação do pescoço com menores valores de tensão. Entretanto, nos aços TRIP, obstáculos mais fortes que as discordâncias, tais como placas ou ripas de martensita, são formados durante a deformação plástica, promovendo um atraso no início da formação do pescoço e, conseqüentemente, maiores taxas de encruamento e limites de resistência.

3.2 Composição química de aços susceptíveis ao efeito TRIP

Os “clássicos” aços TRIP apresentados por Zackay *et al.* (1967), por serem inoxidáveis, possuem elevados teores (10-20%) de Ni e Cr e são, portanto, muito caros para serem usados como aços convencionais.

Então, Bhadeshia e Edmonds (1979), a partir do estudo da reação bainítica em aços com teores mais elevados de Si e Mn, concluíram que a austenita pode ser estabilizada na temperatura ambiente e, dessa forma, o efeito TRIP poderia ocorrer. Assim, Matsumura *et al.* (1987) estudaram a relação entre ductilidade e resistência, através do efeito TRIP, em um aço 0,39% C - 1,49 % Si - 0,83% Mn, e concluíram que para obter valores mais altos de alongamento é necessário o aumento da fração volumétrica da austenita retida bem como sua estabilidade na temperatura ambiente. O resultado desse estudo criou bases para o desenvolvimento de novas pesquisas em aços de baixa liga e alta resistência.

Dessa maneira, vários pesquisadores (Hanzaki *et al.*, 1997; Girault *et al.*, 1999 e Sugimoto *et al.*, 2000 e 2004) avaliaram o efeito TRIP em aços de baixa liga contendo concentrações de Si e Mn variando entre 1,0 e 2,5 %. A denominação para esses aços foi: “Aços TRIP” ou “Aços multiconstituídos assistidos pelo efeito TRIP” (*TRIP-assisted multiphase steels*).

Entretanto, o Si pode gerar problemas superficiais em chapas galvanizadas (Zaefferer *et al.*, 2004). Assim, alguns estudos como o de Bouquerel *et al.* (2006) verificaram o efeito TRIP utilizando o alumínio no lugar do silício, mas a quantidade de austenita retida encontrada foi menor comparada aos aços C-Mn-Si.

O fósforo também promove um significativo efeito na formação da austenita retida, conforme o trabalho de Chen *et al.*, (1989), que mostra um aumento de 4% de austenita retida quando se adiciona 0,28% de P em um aço 0,11C-2,02Mn.

3.3 Influência dos Elementos de Liga

A combinação da alta resistência e boa ductilidade obtida através do efeito TRIP tem estimulado diversas pesquisas para avaliar a influência dos elementos de liga na formação da austenita retida.

Alguns estudos (Bouet *et al.*, 1998 e Meyer *et al.*, 1998) mostraram o efeito do silício, manganês, cobre, níquel, alumínio e fósforo na formação da austenita, sendo o Si o elemento mais eficiente para estabilização da austenita. O silício ajuda evitar a precipitação de carbonetos quando o aço é tratado isotermicamente na região de transformação bainítica. Portanto, durante a formação da bainita, a austenita adjacente a ferrita é enriquecida de carbono e estabilizada na temperatura ambiente.

O carbono ocupa sítios intersticiais na rede do ferro, tendo maior coeficiente de difusão do que os elementos substitucionais, maioria nas ligas ferrosas. Por outro lado, os elementos substitucionais podem ou não se redistribuir durante a transformação de fase, dependendo força motriz e da cinética da transformação (Stark *et al.*, 1990).

O manganês diminui a formação da perlita em resfriamentos mais lentos e aumentar a estabilidade da austenita na região de transformação bainítica (Zaeffer *et al.*, 2004)

Liu *et al.* (1994) avaliaram alguns aços C-X₁-X₂, onde X₁ e X₂ são elementos de liga que podem aumentar ou diminuir a atividade do carbono na austenita. Neste trabalho, os pesquisadores concluíram que o Si e o Ni aumentam a atividade do carbono na austenita, enquanto o Mn diminui. Átomos que têm forte afinidade pelo carbono, tais como o Cr, Mo e o Mn, podem segregar na interface austenita/ferrita como carbonetos e alterar a morfologia do constituinte

em crescimento bem como sua velocidade de transformação. A precipitação de carbonetos resulta da saturação átomos de carbono na austenita.

A diferença entre a influência do cromo e do manganês no período de incubação da reação bainítica pode está atribuído à diferença entre a energia livre de formação dos carbonetos de cromo e manganês (Wang *et al.*, 2000).

3.4 Temperaturas críticas de transformação

As temperaturas críticas de transformação de fase variam quando os elementos de liga são adicionados e/ou quando as velocidades de aquecimento e resfriamento são alteradas (Krauss, 1990). Andrews (1965) desenvolveu fórmulas empíricas que relacionam o efeito dos elementos de liga nas temperaturas críticas de transformação durante o aquecimento do aço, conforme equações 3.1 e 3.2, onde os elementos químicos são dados em % em peso.

$$Ac_1 = 723 - 10,7 \cdot Mn - 16,9 \cdot Ni + 29,1 \cdot Si + 16,9 \cdot Cr + 290 \cdot As + 6,38 \cdot W \quad (3.1)$$

$$Ac_3 = 910 - 203 \cdot \sqrt{C} - 15,2 \cdot Ni + 44,7 \cdot Si + 104 \cdot V + 31,5 \cdot Mo + 13,1 \cdot W - 30 \cdot Mn + 11 \cdot Cr + 20 \cdot Cu - 700 \cdot P - 400 \cdot Al - 120 \cdot As - 400 \cdot Ti \quad (3.2)$$

Os elementos que estabilizam a austenita possuem o coeficiente negativo, diminuindo as temperaturas Ac_1 e Ac_3 , conforme as equações 3.1 e 3.2, respectivamente. Já os elementos que estabilizam a ferrita possuem coeficientes positivos, aumentando Ac_1 e Ac_3 (Krauss, 1990).

Os elementos de liga também têm influência nas temperaturas de início de transformação martensítica (M_s) e bainítica (B_s). Sugimoto *et al.* (2000 e 2004) utilizaram a Equação 3.3 para determinar a temperatura M_i em aços TRIP com estrutura bainítica. Fang *et al.* (2002) utilizaram a equação 3.4 para determinar a temperatura B_s em aços C-Mn austêmperados.

$$M_s = 561 - 474 \cdot C - 33 \cdot Mn - 17 \cdot Ni - 17 \cdot Cr - 21 \cdot Mo \quad (3.3)$$

$$B_s = 830 - 270 \cdot C - 90 \cdot Mn - 37 \cdot Ni - 70 \cdot Cr - 83 \cdot Mo \quad (3.4)$$

No resfriamento, as temperaturas críticas de transformação também são afetadas pela composição química do aço. Ouchi *et al.* (1981) utilizaram a equação 3.5 para avaliar a transformação da austenita na laminação a quente e verificaram que em aços Si-Mn a variação da temperatura crítica de transformação de fase no resfriamento, Ar_3 , foi aproximadamente de 30 °C, enquanto para aços Si-Mn-Nb a variação de Ar_3 foi superior a 100 °C.

$$Ar_3 = 910 - 310 \cdot C - 80 \cdot Mn - 20 \cdot Cu - 15 \cdot Cr - 55 \cdot Ni - 80 \cdot Mo \quad (3.5)$$

3.5 Diagramas TTT de aços Si-Mn

Os diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT) de aços C-Si apresentam claramente duas curvas distintas em forma de C; fenômeno que ocorre também em aços ligados com elementos fortes formadores de carboneto, conforme o estudo de Bradley e Aaronson (1981) em aços contendo cromo e molibdênio.

A Sociedade Americana de Metais (*American Society for Metals - ASM*) publicou um Atlas de diagramas TTT e de transformação em resfriamento contínuo (TRC) para diferentes tipos de aços. A Figura 3.2 mostra o digrama TTT do aço 0,56C-1,62Si-0,78Mn-0,77Cr encontrado no Atlas da ASM, 1977.

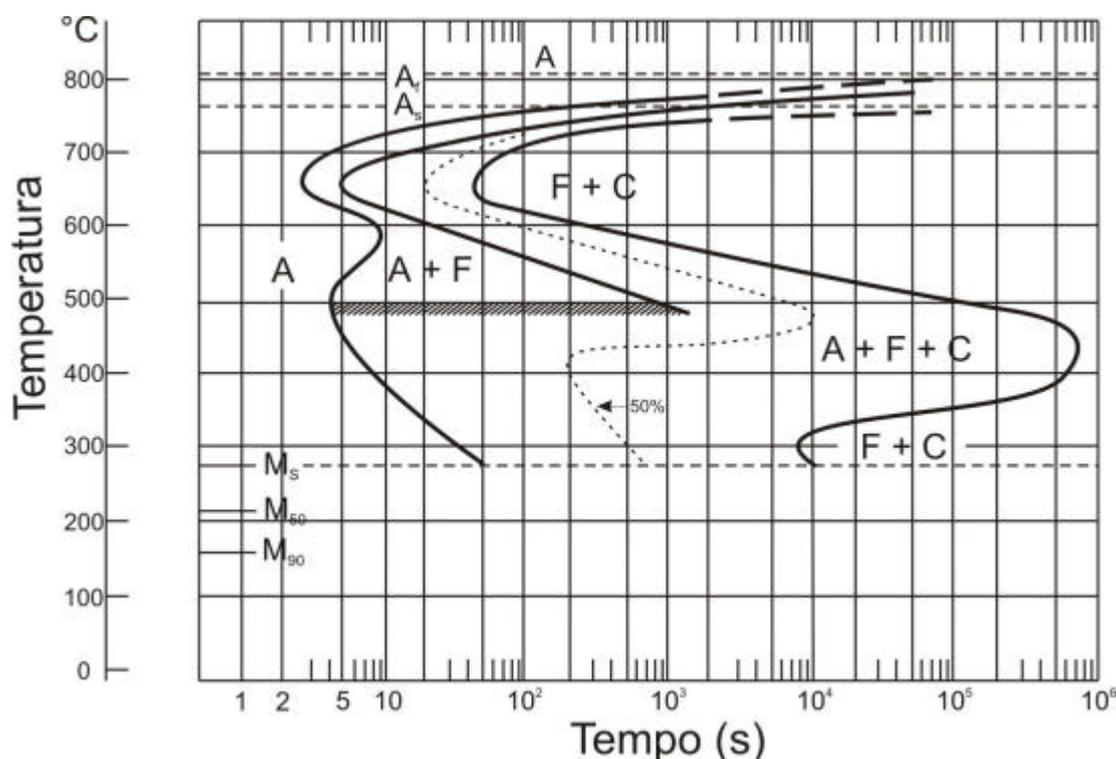


Figura 3.2 Diagrama TTT do aço 0,54C-1,62Si-0,78Mn-0,77Cr (Adaptado do Atlas da ASM, 1977).

As letras A, F e C no diagrama TTT da Fig. 3.2 representam a austenita, ferrita e cementita, respectivamente. Observa-se que na curva C inferior, região de formação de bainita, há coexistência das três fases, possibilitando a formação de uma microestrutura multiconstituída, caso a austenita seja estabilizada.

Jung *et al.* (1997) estudaram a transformação bainítica em um aço 0,71C - 1,83Si - 0,52 Mn - 0,5Cr, cujo diagrama TTT é mostrado na Fig. 3.3. A região da curva C superior, entre 750 e 550 °C, é caracterizada pela formação de perlita lamelar (*lamellar perlite - LP*) e degenerada (*degenerate perlite - DP*) através de transformação difusional. Já a curva C inferior, entre 550 °C e M_s , é caracterizada por ocorrer transformação bainítica. A separação em duas curvas na forma de C se dá devido à diferença entre a cinética das reações eutetóide e bainítica. Entre 350°C e B_s , região de bainita superior (*upper bainite - UB*), ripas de ferrita bainítica livre de carbonetos são formadas. Entre M_s e 350 °C, a bainita inferior (*lower bainite - LB*) é formada, conforme reportado por Bhadeshia & Christian (1990).

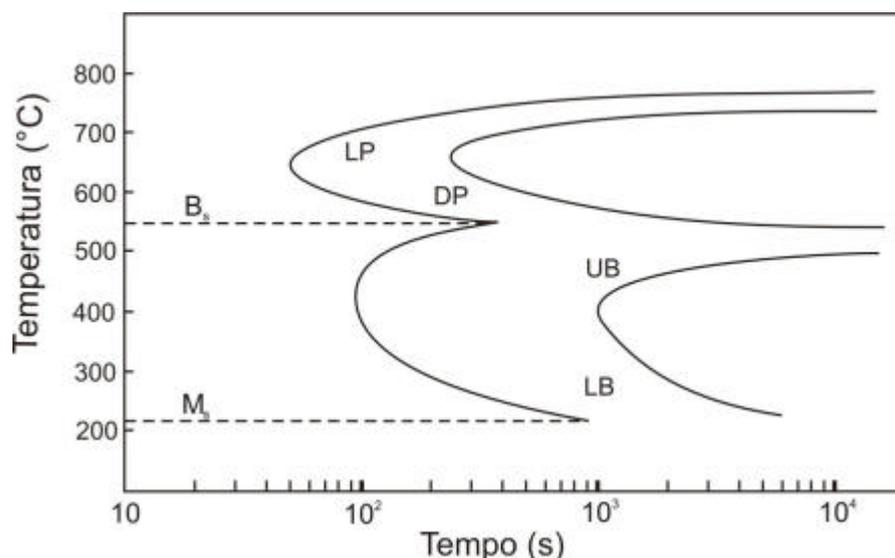


Figura 3.3 Diagrama TTT do aço 0,7C - 1,83Si - 0,5Mn (Jung *et al.*, 1997).

3.6 Características da Bainita

Os aços bainíticos são caracterizados por possuírem alta resistência mecânica, boa ductilidade e tenacidade, podendo também exibir boas propriedades de fluência quando ligados com Ni-Cr-Mo. Dessa forma, são produzidos por ano centenas de milhares de toneladas de aço com microestrutura bainítica, cuja aplicação inclui desde aços estruturais para reatores nucleares até componentes de turbina (Bramfitt e Speer, 1990).

O descobrimento deste constituinte se deu no final da década de 1920 quando foram realizados os primeiros estudos em transformação isotérmica da austenita acima da temperatura no qual a martensita é formada (M_s). Os pesquisadores Davenport e Bain (1930), pioneiros no desenvolvimento de diagramas tempo-temperatura-transformação (TTT), verificaram pela primeira vez o então constituinte formado pela decomposição isotérmica da austenita. Poucos anos depois, entre várias controvérsias, esse constituinte foi definitivamente chamado de bainita em homenagem ao pesquisador E. C. Bain. Desde então, a morfologia, cristalografia, cinética e termodinâmica da bainita têm sido estudadas e comparadas com a martensita devido à similaridade existente entre ambas, principalmente no aspecto cristalográfico, morfológico e no mecanismo de crescimento.

3.6.1 Morfologia

Mehl (1939) distinguiu duas formas de bainita em aços de composição eutetóide durante a transformação isotérmica e as classificou como bainita superior e inferior. Nesse trabalho, a bainita superior, também chamada de bainita *feathery* devido a sua forma emplumada, foi relatada formar entre 627 e 585 °C e a bainita inferior entre 200 e 400 °C.

Honeycombe e Bhadeshia (1995) descreveram que ambas as bainitas, superior e inferior, consistiam de agregados de plaquetas ou ripas de ferrita separadas por regiões de fases residuais. No entanto, a bainita superior consiste de ripas finas de ferrita que crescem de forma agrupada formando um feixe (*sheaves*). Cada ripa individual, também chamada de sub-unidade, é separada por regiões de fases residuais constituída de austenita retida ou martensita ou cementita. Dentro de cada feixe, todas as sub-unidades (ripas individuais) tendem a estar em comum orientação cristalográfica. O aglomerado de ripas que forma o feixe foi chamado de pacote (*packet*) de bainita, devido à similaridade de com a martensita, que já havia sido descrita dessa maneira (Bhadeshia e Christian, 1990).

Um estudo sobre a forma da bainita foi feito por Ohmori *et al.* (1971) a partir de transformação em resfriamento contínuo e transformação isotérmica. Neste trabalho, as microestruturas bainíticas foram caracterizadas e divididas em três classes. A bainita I consiste de ferrita acicular livre de carbonetos com filmes de austenita retida e/ou martensita. A bainita II é similar a bainita superior, com partículas de cementita entre as ripas de ferrita. A Bainita III é similar a bainita inferior, com uma pequena quantidade de plaquetas de cementita precipitada dentro do grão ferrítico alinhado em certa direção (Ohtani *et al.*, 1990).

Entretanto, uma classificação da morfologia bainítica foi dada por Bramfitt e Speer (1990). Estas morfologias foram identificadas como B₁, B₂ e B₃, e correspondem a uma classificação mais abrangente, quando comparadas à morfologia dada por Ohmori. O esquema da classificação morfológica proposto por Bramfiitt e Speer é mostrado na Figura 3.4. Neste sistema de classificação, os três principais tipos de bainita são baseados na morfologia acicular da ferrita. Os tipos de bainita são diferenciados pela sua forma e associação dos precipitados e ou fases com a ferrita.

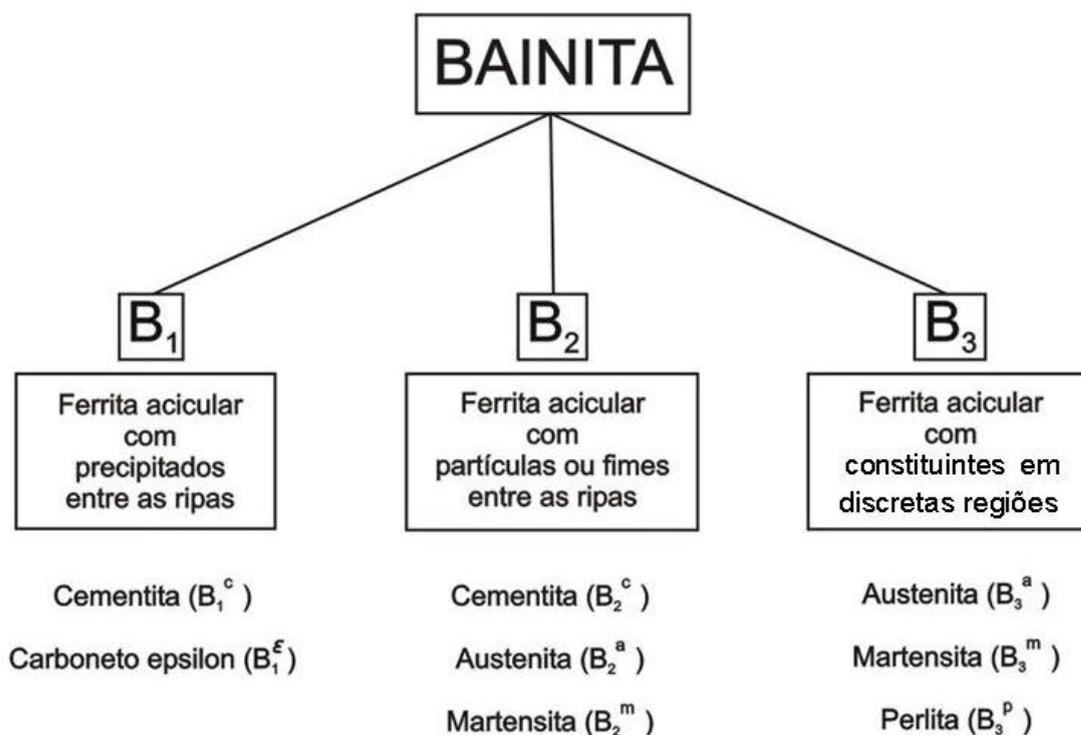


Figura 3.4 Sistema de classificação morfológica da bainita proposto por Bramfitt e Speer (1990).

Nas morfologias B₂ e B₃, o sistema Bramfitt-Speer considerou que a martensita pode se transformar a partir da austenita retida entre os cristais de ferrita. É freqüentemente observada em aços de baixo carbono e aços de médio carbono com elevado teor de silício, a parcial transformação martensítica a partir da austenita situada entre as ripas de ferrita cujo constituinte formado é comumente referido como MA (martensita-austenita) (Krauss e Thompson, 1995).

Entretanto, o sistema Bramfitt-Speer de classificação morfológica da bainita não descreve todas as microestruturas ferríticas observadas em aços de baixo carbono. Então, no começo dos anos 90, o Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*) unificou as nomenclaturas dos mais diversos produtos de composição da austenita encontrado em aços baixo e ultra-baixo-carbono. A tabela III.1 apresenta todas essas nomenclaturas unificadas no Comitê de Bainita do ISIJ.

Tabela III.1 Simbologia e nomenclatura dos diferentes produtos ferríticos de decomposição da austenita (Krauss e Thompson, 1995).

Símbolo	Nomenclatura
I₀ (Fase matriz principal)	
α_p	Ferrita poligonal
α_q	Ferrita quasi-poligonal
α_w	Ferrita de Widmanstätten
α_B	Bainita Granular
α°_B	Ferrita Bainítica
α'_m	Martensita cúbica escorregada
II₀ (Fases secundárias minoritárias)	
γ_r	Austenita retida
MA	Constituinte austenita martensita
$\alpha'M$	Martensita
αTM	Martensita auto-revenida
B	BII, B2: Bainita superior B _U : Bainita superior B _L : Bainita inferior
P'	Perlita degenerada
P	Perlita
θ	Partículas de cementita

Entretanto, Thomson *et al.* (1990) a partir de estudos do aço ARBL ligado com Mn, Cu, Ni, Cr e Mo, identificaram as microestruturas ferríticas pelas letras PF, WF, AF e GF, nas quais representam a ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular e ferrita granular, respectivamente. Tais microestruturas ferríticas são discutidas a seguir.

A ferrita poligonal ou equiaxial (PF) é formada em temperaturas mais elevadas com menores taxas de resfriamento. É nucleada no contorno de grão austenítico, tendo seu crescimento controlado pela rápida transferência de átomos substitucionais e pela difusão de longo-alcance de átomos de carbono do interior do grão ferrítico para a interface com a austenita (Krauss e Thompson, 1995).

A ferrita de Widmanstätten (WF) é formada também em temperaturas mais elevadas, geralmente entre A_{c3} e B_i , com taxas de resfriamento similares da ferrita poligonal. Entretanto, é necessário um menor tempo de tratamento isotérmico para sua formação. Geralmente nucleia no contorno de grão austenítico ou no contorno de grão da ferrita poligonal e cresce em direção ao centro do grão na forma de plaquetas ou ripas alongadas e grosseiras. Contudo, a ferrita de Widmanstätten e a ferrita bainítica têm aspectos similares de morfologia e cristalografia com formas de ripas e índices de plano de hábitos parecidos (Ohmori *et al.*, 1994).

A ferrita acicular ou ferrita banítica (AF) é formada em temperaturas intermediárias, próximas a B_i , com maiores taxas de resfriamento. É caracterizada por ser constituída de cristais bem finos de ferrita que assumem a forma acicular em grupos paralelos de ripas. Entre as ripas, a presença da austenita ou o constituinte M/A é também um fator característico.

A ferrita granular ou ferrita bainítica granular (GF) é formada em temperaturas intermediárias, um pouco abaixo da temperatura de formação da ferrita acicular.

3.6.2 Mecanismos de transformação

A transformação bainítica ocorre em temperaturas intermediárias, entre 250 e 550 °C, dependendo da composição química do aço e das taxas de resfriamento e deformação (André *et al.*, 2005). Neste intervalo de temperatura, os elementos de liga que constituem o aço adquirem taxas de difusão suficiente para a redistribuição dos átomos. No entanto, Honeycombe e Bhadeshia (1995) propuseram um modelo para descrever o papel dos elementos de liga substitucionais nos aços e definiram a condição de “paraequilíbrio” quando estes não forem capazes de se difundirem no tempo esperado de transformação. Como a formação da bainita é caracterizada por haver partição do carbono e não partição de elementos substitucionais, os pesquisadores consideraram a bainita formar sob condição de paraequilíbrio.

Alguns pesquisadores (Krauss, 1990; Honeycombe e Bhadeshia, 1995) mostraram que o plano de hábito da martensita e da bainita é irracional, ou seja, um plano macroscopicamente invariante, que não sofre distorção ou rotação, comum às duas fases. Assim, uma componente de cisalhamento aplicada no plano de hábito da martensita ou bainita pode provocar uma deformação no plano da austenita original adjacente, resultando em uma acomodação plástica na região da austenita, alterando sua orientação. O resultado desse processo é visto na microestrutura como relevos na superfície, característico das transformações martensítica e banítica. Essa deformação provocada pelo plano irracional, conhecida como deformação pelo plano-invariante (*invariant-plane strain - IPS*), é a principal característica do mecanismo de transformação por cisalhamento, também conhecido como mecanismo displacivo ou mecanismo de transformação martensítico (Bhadeshia, 2002). Em um sólido que sofreu deformação de Bain (Krauss, 1995) o plano invariante não existe. Dessa maneira, acredita-se que o crescimento da bainita está associado ao mecanismo displacivo sob condição de paraequilíbrio acompanhado de deformação pelo plano-invariante. No entanto, a reação bainítica ainda está sob constante controvérsia, principalmente sobre seu mecanismo de transformação.

Um recente estudo sobre o crescimento da bainita durante o tratamento isotérmico foi realizado por Kang *et al.*, (2006). Neste estudo, os pesquisadores concluíram que a bainita nucleia pelo mecanismo de cisalhamento martensítico (displacivo), no qual leva a formação de planos com falha de empilhamento ou

planos de macla na interface da fase parente (austenita). Já o crescimento da bainita se dá pelo cisalhamento ao longo desses defeitos planares. Segundo os pesquisadores, foi possível detectar esse mecanismo devido à velocidade de crescimento da bainita ser bem menor que da martensita.

O modelo de crescimento bainítico proposto por Kang *et al.* (2006) assume a existência de uma série de anéis de discordância em torno do embrião bainítico. Tais discordâncias, oriundas da fase parente, se movem e estacionam na interface da austenita com o embrião bainítico, interface bainita/austenita (B/A). Já a concentração de átomos de soluto (carbono) na região próxima à interface B/A é diminuída, de modo que o tempo e a temperatura do tratamento isotérmico permitem ocorrer difusão de átomos, bem como a diferença de energia livre entre a interface B/A e fase parente ser suficiente para promover a força motriz da transformação. Desse modo, a região próxima à interface, esgotada de átomos de carbono, tem a temperatura M_s aumentada, possibilitando ocorrer o mecanismo de cisalhamento martensítico na temperatura de transformação bainítica.

Assim, similar ao mecanismo martensítico, o mecanismo de crescimento da ferrita bainítica é considerado ser "displacivo", o qual minimiza a energia de deformação através do movimento da interface B/A ao longo dos defeitos planares (falha de empilhamento ou maclação), garantindo o crescimento da bainita. No entanto, a subestrutura de discordâncias imobiliza a interface por mecanismos de "endurecimento por encruamento", levando a perda de coerência entre os planos e a diminuição do processo de crescimento.

As discordâncias se ancoram no contorno de grão, dificultando o crescimento do próprio grão e, conseqüentemente, dos constituintes já formados. Este fenômeno é responsável pelo tamanho limitado das ripas de bainita, segundo Bhadeshia e Edmonds (1979).

Outro mecanismo associado com mudança de fase nos aços é a mecanismo reconstutivo de transformação, onde a transferência desordenada dos átomos através da interface é acompanhada pela deformação na rede. Este tipo de transformação requer ativação térmica para migração de todos os átomos e é, portanto, facilitado em temperaturas mais altas como as de formação de perlita. Como o mecanismo reconstutivo é caracterizado por haver fluxo de massa sem mudança na composição da fase parente e fase produto, o mesmo foi descrito como "difusão reconstutiva" (Bhadeshia e Christian, 1990).

Dessa maneira, Bhadeshia (2001) separou os principais produtos ferríticos de transformação da austenita em dois mecanismos de transformação, mecanismo displacivo e reconstutivo, conforme é ilustrado pelo fluxograma da Figura 3.5.



Figura 3.5 Mecanismos displacivo e reconstutivo para as principais transformações de fase nos aços (BAINITE IN STEELS, Bhadeshia, 2001) .

3.7 Estabilidade da austenita

Takahashi e Bhadeshia (1991) propuseram que em aços bainíticos livre de carbonetos, a concentração de carbono na austenita retida é aproximadamente a mesma da austenita na temperatura T_0 , que é uma dada temperatura onde a

austenita e ferrita de mesma composição têm mesma energia livre. A figura 3.6 mostra esquematicamente a relação entre a energia livre da ferrita e da austenita com a temperatura T_0 . O teor de carbono na austenita aumenta com o decréscimo da temperatura de tratamento (T_1 na Fig. 3.6), pois uma menor temperatura de tratamento promove um menor crescimento da austenita e, conseqüentemente, menor quantidade relativa de carbono. Dessa forma, antes da transformação adifusional tornar-se impossível, ou seja, acima de M_s , há uma região de estabilidade da austenita que acompanha o decréscimo da temperatura T_0 até a saturação de carbono.

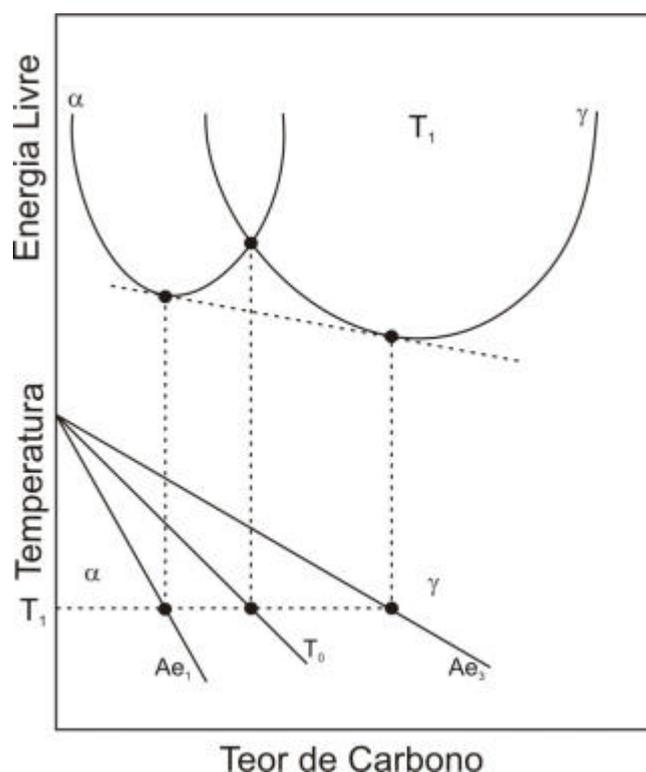


Figura 3.6 Energia livre e T_0 em função do teor de carbono (BAINITE IN STEELS, Bhadeshia, 2001).

Sugimoto *at al.* (2000) avaliaram a estabilidade da austenita retida em um aço TRIP bainítico. A Figura 3.7 mostra o diagrama de equilíbrio deste aço, no qual as marcas circulares representam as concentrações de carbono na austenita retida para diferentes temperaturas de austêmpera. Conforme mostra a figura 3.7, a concentração de carbono na austenita retida aumenta com a diminuição da temperatura de austêmpera e a temperatura T_0 acompanha proporcionalmente essa variação.

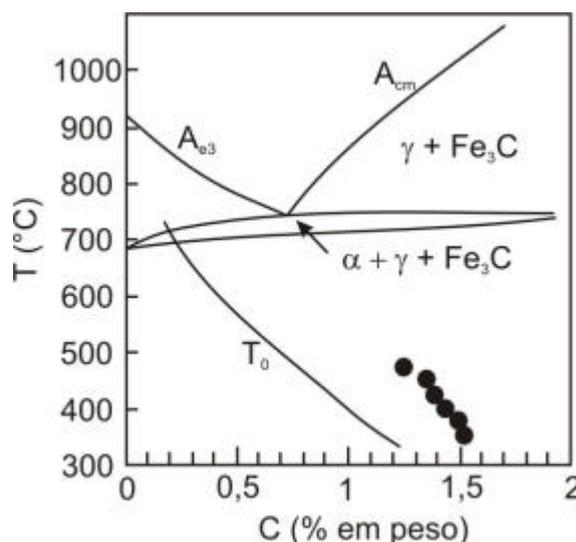


Figura 3.7 Diagrama de equilíbrio do sistema Fe-(1,5Si-1,5Mn)-C. As marcas circulares (●) representam os teores de carbono da austenita retida (Sugimoto *et al.*, 2000).

3.8 Parâmetros do ciclo térmico de austêmpera

A austêmpera é um tratamento térmico que visa obter microestrutura bainítica a partir da transformação isotérmica da austenita. No entanto, o ciclo térmico para obtenção de bainita é referido por diversos pesquisadores (Matsumura *et al.*, 1992; Hanzaki *et al.*, 1995 e Sugimoto *et al.*, 2004) como sendo uma seqüência de dois estágios de tratamento isotérmico. Nestes trabalhos, o primeiro estágio foi realizado em temperaturas acima de A_{c3} , ou em temperaturas intercríticas, entre A_{c3} e A_{c1} , cujo objetivo é a austenitização total ou parcial, respectivamente. O segundo estágio, conhecido como austêmpera, é realizado em temperaturas entre B_s e M_s , seguido de resfriamento até a temperatura ambiente. Portanto, o tempo e a temperatura dos dois estágios de tratamento isotérmico são importantes parâmetros para controle da morfologia, microestrutura, quantidade de austenita retida formada e, conseqüentemente, para manipulação das propriedades mecânicas do aço.

Matsumura *et al.* (1987) e Hanzaki *et al.* (1995) utilizaram tais ciclos térmicos em aços C-Si-Mn para alcançar melhores combinações de resistência e ductilidade, através da transformação da austenita retida (efeito TRIP). No trabalho de Hanzaki *et al.* (1995), os pesquisadores, utilizando o aço 0,22C-1,55Si-1,55Mn, obtiveram uma maior quantidade de austenita retida quando a temperatura de tratamento bainítico foi de 400°C, conforme a Figura 3.8, que mostra também a quantidade de austenita retida formada nas temperaturas de 300 e 500°C.

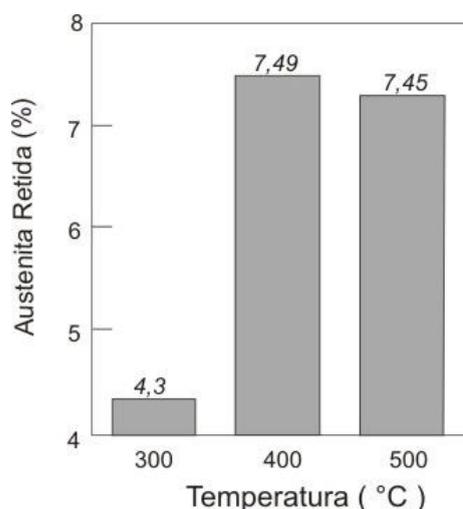


Figura 3.8 Variação da fração de austenita retida com a temperatura de formação bainítica (Hanzaki *et al.*, 1995).

O efeito do tempo de encharque bainítico na quantidade de austenita retida também foi verificado no trabalho de Hanzaki *et al.* (1995), conforme Figura 3.9, que mostra os teores de austenita retida obtido nos tempos de 2, 5, e 10 minutos de encharque na temperatura de 400 °C.

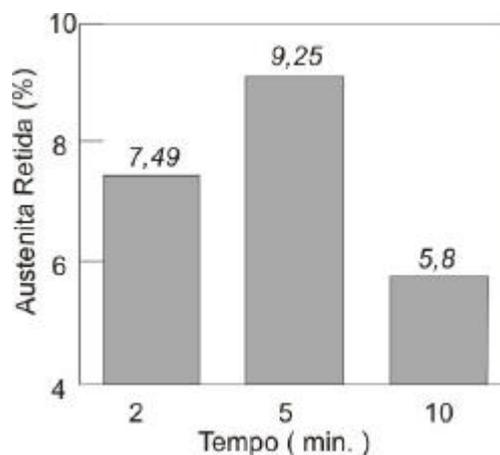


Figura 3.9 Variação da austenita retida com o tempo de encharque na temperatura de 400 °C (Hanzaki *et al.*, 1995).

As propriedades mecânicas do aço 0,22C-1,55Si-1,55Mn, estudado por Hanzaki *et al.* (1995), também foram verificadas conforme Figura 3.10, que mostra a variação do alongamento total (Al-T), limite de resistência (LR) e do produto entre Al-T e LR em relação a duração do encharque na temperatura de 400 °C.

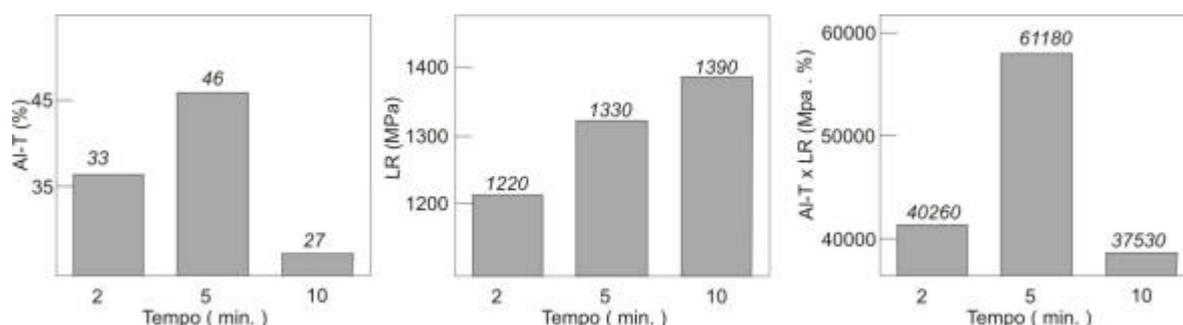


Figura 3.10 Variação das propriedades mecânicas em relação ao tempo de encharque na temperatura de 400 °C (Hanzaki *et al.*, 1995).

Outros pesquisadores (Sakuma *et al.*, 1991; Fang *et al.*, 2002 e Hosseine *et al.*, 2004), a partir de aços C-Si-Mn também apresentaram resultados mecânicos semelhantes ao trabalho de Hanzaki *et al.* (1995).

Por outro lado, Matsumura *et al.*, (1992) investigaram a variação do teor de carbono na austenita retida com o tempo de tratamento isotérmico em um aço 0,4C-1,46Si-1,2Mn, conforme ilustra a Figura 3.11, que mostra essa variação para o tratamento isotérmico realizado em 400 e 425°C.

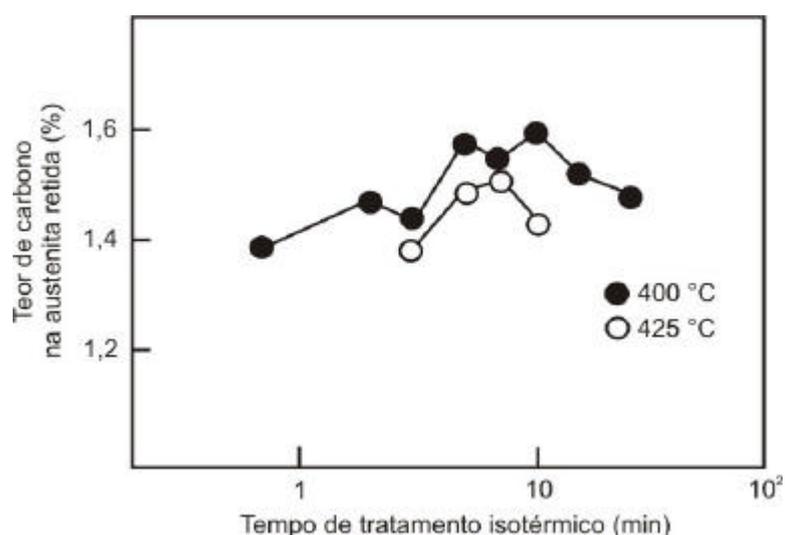


Figura 3.11 Variação da austenita retida com o tempo de tratamento isotérmico (Matsumura *et al.*, 1992).

De acordo com a figura 3.11, observa-se que o aumento no tempo de tratamento isotérmico proporciona um aumento do teor de C na austenita (C_γ) até um máximo, de modo que se o tempo de tratamento isotérmico for excessivo, ocorre saturação de carbono que se precipita na forma de carbonetos, provocando um decréscimo no C_γ . O volume de carbono que se difunde na austenita interfere na mobilidade da interface austenita/ferrita, ajudando a direcionar o crescimento da bainita (Sandvik, 1982 e Wang *et al.*, 2000).

CAPÍTULO 4

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Na presente pesquisa estudou-se o aço ABNT 9254 recebido na forma de barras laminadas a quente, com diâmetro nominal de 8 mm. A composição química do aço está descrita na Tabela IV.I juntamente com as temperaturas críticas de transformação, Ac_1 e Ac_3 , estimadas pelas fórmulas empíricas de Andrews (Krauss, 1990).

Tabela IV.I Composição química do aço utilizado (% em peso).

Aço	C	Mn	Si	Cr	Ac_1 (°C)	Ac_3 (°C)
C-Mn-Si	0,54	0,70	1,40	0,80	768	810

O presente trabalho de pesquisa foi dividido em duas etapas. Em uma primeira etapa, efetuou-se um estudo do aço em seu estado de fornecimento. Em uma segunda etapa, avaliou-se a influência do ciclo térmico de austêmpera sobre o comportamento mecânico do aço com a ocorrência do efeito TRIP.

4.1 Caracterização inicial

Nesse estudo, o aço foi submetido ao recozimento ou têmpera, onde se avaliou a evolução microestrutural e mecânica, a partir da determinação da fração volumétrica de ferrita e microdureza, respectivamente. A figura 4.1 ilustra esquematicamente o estudo inicial do aço.

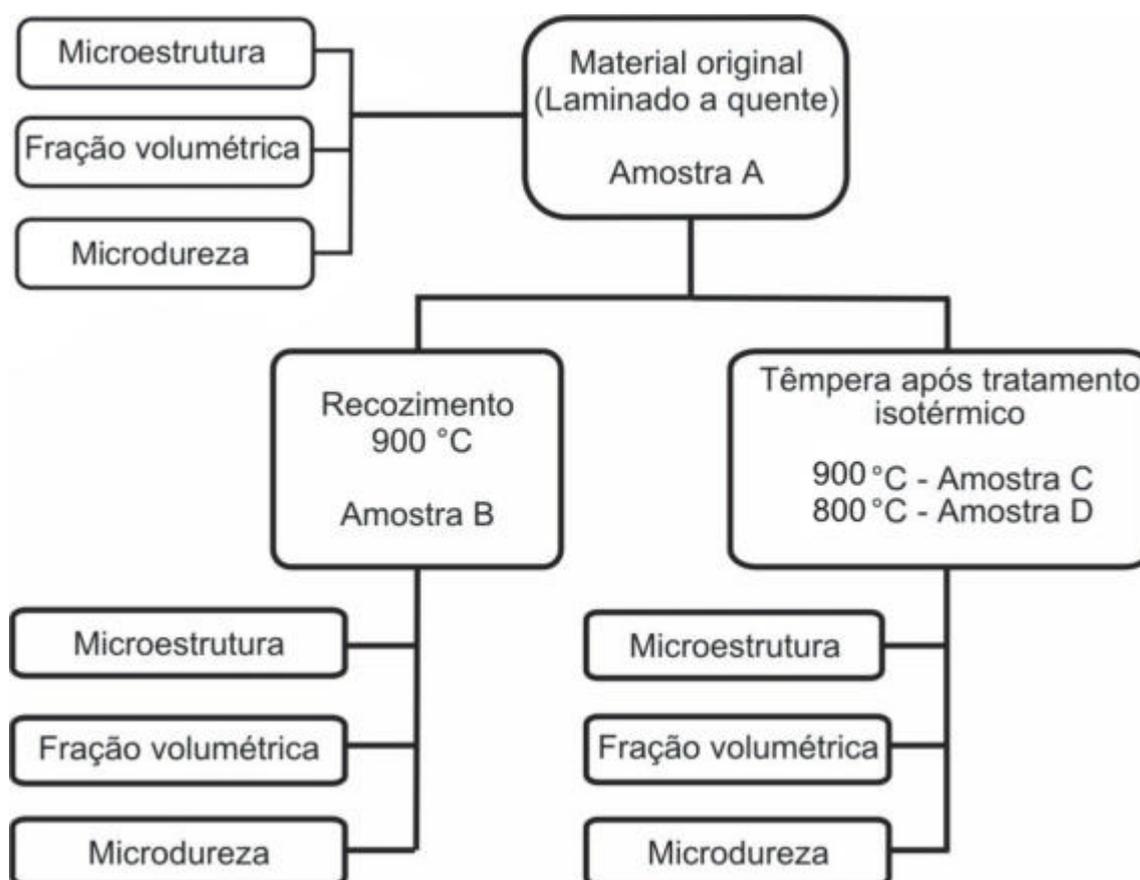


Figura 4.1. Estudo inicial do aço.

Conforme ilustra a figura 4.1, a amostra (A) foi analisada em seu estado original laminado a quente. A amostra (B) foi recozida a 900°C durante 30 min. As amostras (C) e (D) foram temperadas a partir 900 e 800 °C, respectivamente, após austenitização durante 30 min nestas temperaturas. A fração volumétrica foi medida pelo método de contagem de pontos (Norma ASTM E-562). Os valores apresentados de microdureza Vickers (0,3 N - 300 g) foi o resultado de uma média de 20 impressões, aplicadas ao longo de toda a seção transversal das amostras.

4.2 Ciclo térmico de austêmpera

Os ciclos térmicos utilizados consistiram no tratamento de austenitização do aço na região intercrítica a 800 °C e na região austenítica a 900 °C, resfriamento rápido até 600 ou 400 °C. Considerou-se para os tratamentos isotérmicos de austenitização e austêmpera um tempo de encharque de 300 s, pois outros pesquisadores (Sakuma *et al.*, 1991; Fang *et al.*, 2002 e Hosseine *et al.*, 2004) obtiveram bons resultados de comportamento mecânico utilizando

esse tempo. A partir da austenitização as amostras foram resfriadas com hélio até a temperatura de austêmpera a uma taxa aproximada de 50 °C/s. Após austêmpera, o material foi resfriado a três taxas distintas. Foram aplicados os resfriamentos com ar natural, água e resfriamento no forno. A figura 4.2 ilustra esquematicamente os ciclos térmicos de austêmpera realizados.

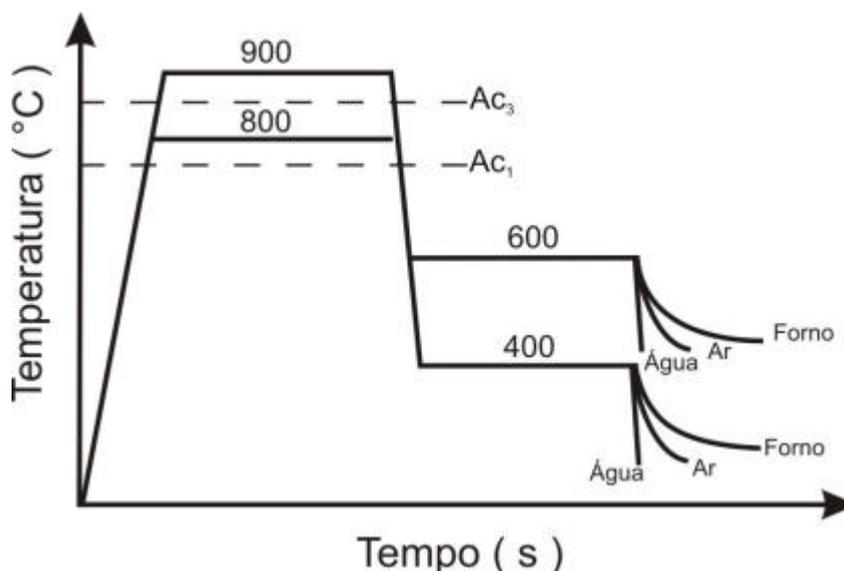


Figura 4.2. Ciclos térmicos de austêmpera realizados.

Dessa forma, conforme ilustra a figura 4.2, realizaram-se 12 distintos ciclos térmicos, sendo que cada ciclo foi executado três vezes totalizando em uma quantidade de 36 amostras. A tabela IV.2 mostra as taxas de resfriamento para os três modos de resfriamento empregados. As taxas foram estimadas através dos valores de tempo e temperatura dos ciclos térmicos.

Tabela IV.2 Taxas de resfriamento utilizadas.

Modo de resfriamento	Água	Ar	Forno
Taxa de resfriamento (°C/s)	380	5	0,3

Na figura 4.3 é mostrado o perfil térmico de um ciclo experimental. A figura 4.3 (a) mostra o ciclo completo de austenitização a 800 °C, austêmpera a 600 °C e resfriamento rápido com água. As figuras 4.3 (b) e (c) mostram a região do

resfriamento primário até a temperatura de austêmpera e a região do resfriamento secundário até a temperatura ambiente, respectivamente.

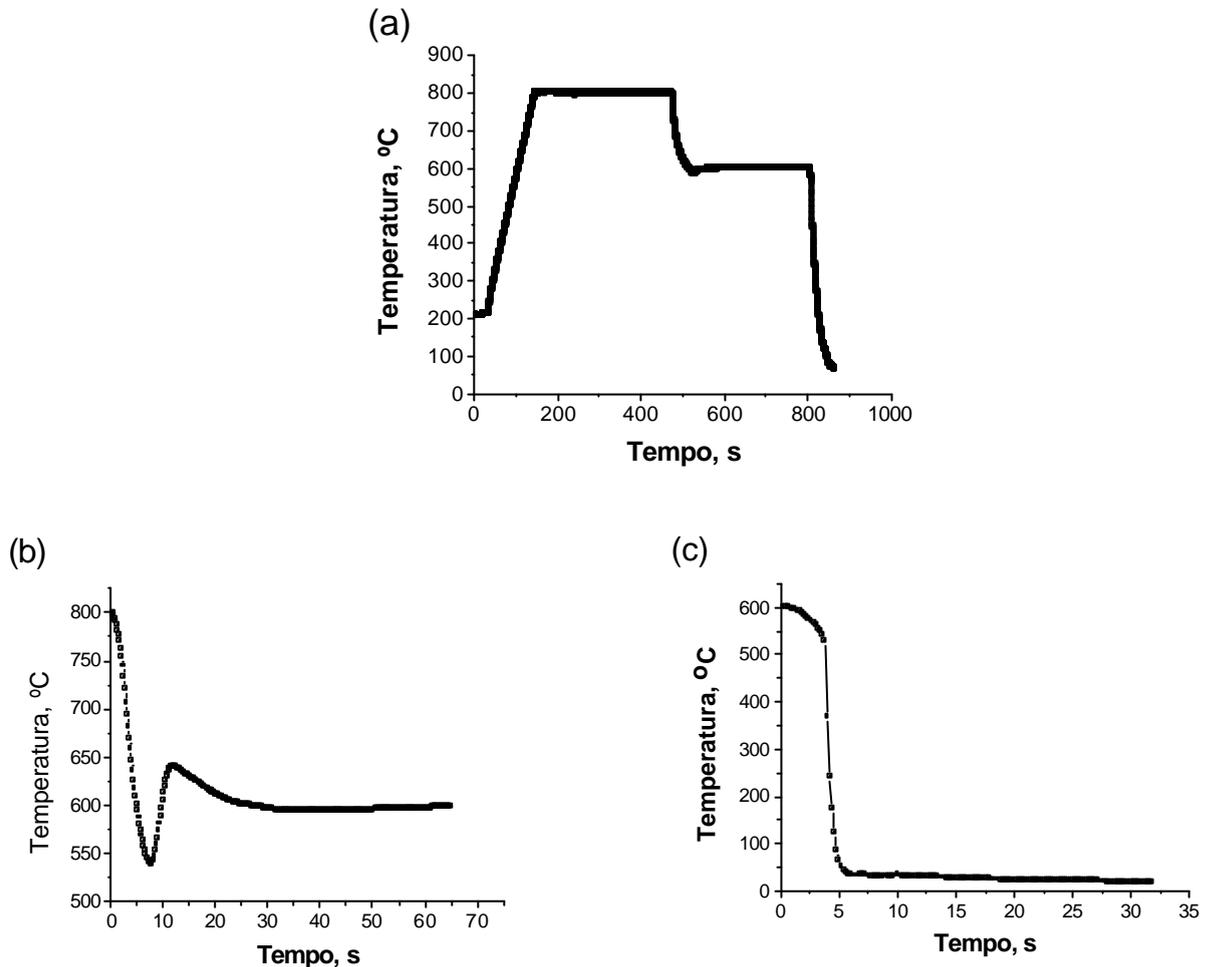


Figura 4.3. Exemplo de ciclo térmico de austêmpera aplicado ao aço. (a) Ciclo completo, (b) Região de resfriamento primário e (c) secundário.

Para a realização dos ciclos térmicos foram utilizados um forno radiante com controlador de temperatura e um sistema de resfriamento acelerado, onde o gás Hélio é soprado sobre a amostra que fica no interior do tubo protetor, conforme ilustra a figura 4.4.

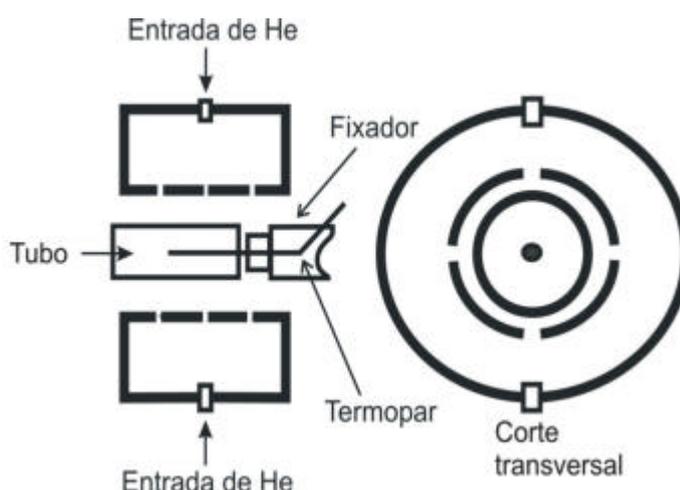


Figura 4.4. Desenho esquemático do forno radiante e sistema de resfriamento.

A figura 4.5 mostra uma fotografia do forno radiante utilizado para realizar os ciclos térmicos.

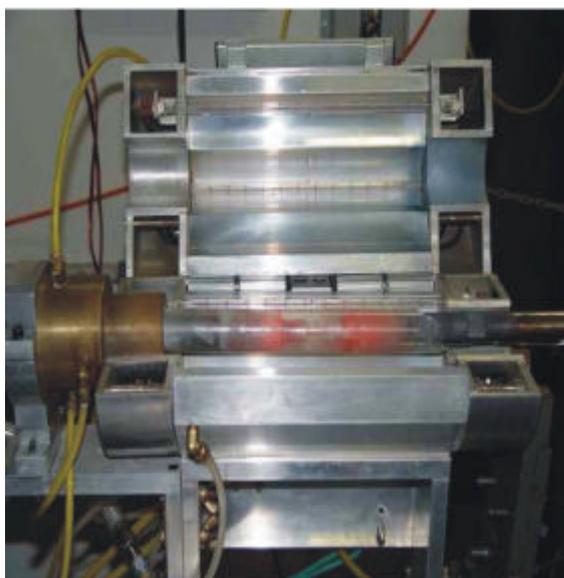


Figura 4.5. Fotografia do forno radiante utilizado para realizar os ciclos térmicos.

O gás Hélio é usado para controlar a taxa de resfriamento do corpo de prova. Este é preso em um fixador no qual é guiado para o interior do tubo de proteção. A temperatura do corpo de prova é monitorada através de uma interface A/D ligada ao termopar, fixo na superfície da amostra, e conectada ao microcomputador.

4.3 Ensaio de tração

A segunda parte do trabalho, após o tratamento térmico, foi realizada a partir de ensaios de tração. O aço foi usinado na forma de corpos de prova com 4 mm de diâmetro e 27 mm de comprimento útil, de acordo com a norma ASTM A370. A figura 4.6 ilustra as dimensões do corpo de prova utilizado.

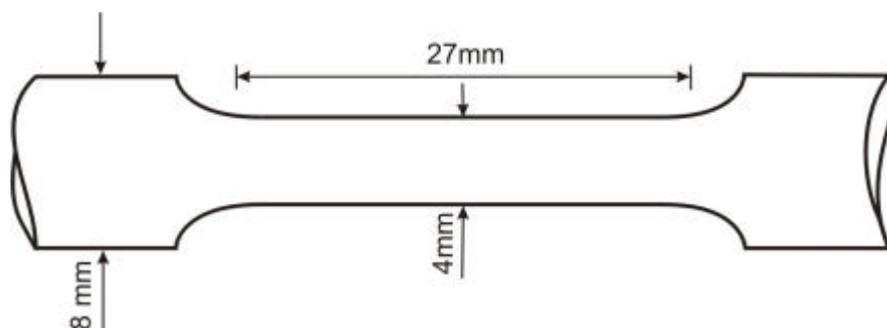


Figura 4.6. Dimensões do corpo de prova.

As amostras foram submetidas a testes de tração a temperatura ambiente a uma taxa de deformação de 10^{-3} s^{-1} para obtenção dos limites de escoamento, de resistência mecânica, alongamento total e expoente de encruamento.

O limite de escoamento foi estimado traçando-se uma reta paralela à região elástica do gráfico de tensão-deformação a partir da deformação de 0,2%. O limite de resistência estimado diretamente pelo máximo da curva tensão-deformação, conforme curva de tração esquemática mostrada na figura 4.7.

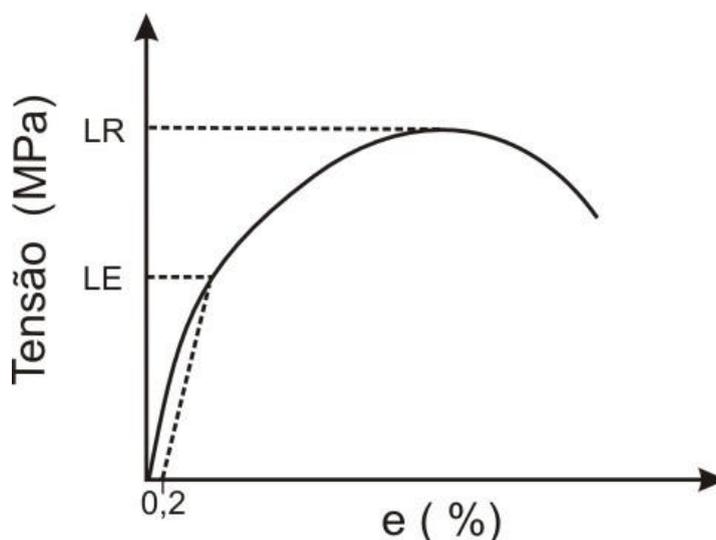


Figura 4.7. Limite de resistência (LR) e de escoamento (LE).

O expoente de encruamento foi estimado pelo método de Hollomon (Dieter, 1981) a partir da inclinação da reta (n) linearizada entre os valores de limite de resistência e limite de escoamento do gráfico logaritmo da tensão verdadeira versus logaritmo da deformação verdadeira, conforme ilustra a figura 4.8.

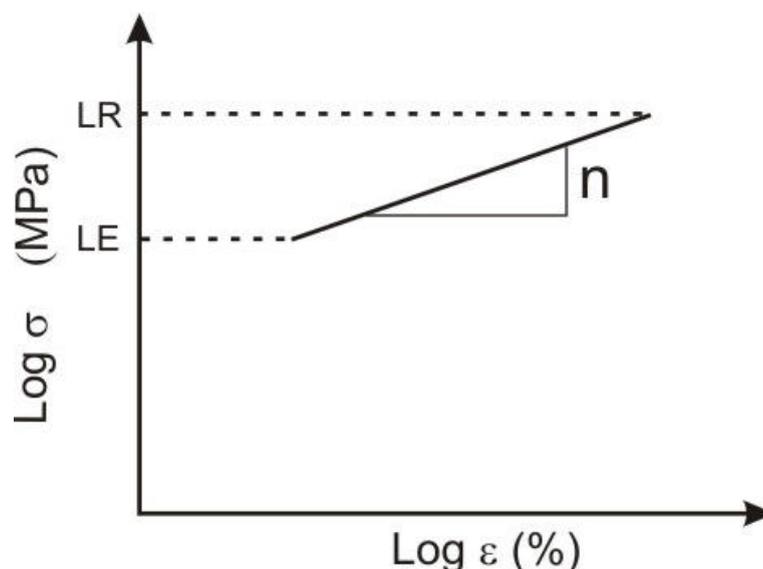


Figura 4.8. Determinação do expoente de encruamento.

A ductilidade foi avaliada através do cálculo percentual da redução de área, conforme a equação 4.1, onde A_i e A_f são as áreas inicial e final, medidas antes e depois da estricção, respectivamente.

$$RA(\%) = \frac{(A_i - A_f)}{A_i} \times 100 \quad (4.1)$$

Além dos ensaios de tração foram feitos testes de microdureza Vickers (0,3 N - 300 g). O valor apresentado é o resultado de uma média de 20 impressões, aplicadas ao longo de toda a seção transversal das amostras.

4.4 Exames metalográficos

Após os ensaios de tração, as amostras foram cortadas segundo a seção transversal e embutidas adequadamente para serem examinadas. Foram aplicados ataques na superfície polida com os reativos nital 2% e LePera. A análise microestrutural foi complementada com imagens obtidas pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV).

4.5 Quantificação da austenita retida

A austenita retida foi quantificada pelo método de difração de raios-X utilizando a radiação $K\alpha$ gerada a partir de átomos cobre. A radiação é difratada pelos planos principais, (111), (200), (220), da austenita e (110), (200), (112) da ferrita. Com auxílio da ferramenta *Peak Fit* do *Software Microcal Origin*® foi possível calcular a área percentual dos picos de intensidade da austenita e ferrita e quantificar a austenita em relação à ferrita. No entanto, a quantificação

da austenita foi realizada com uma amostragem por cada ciclo térmico, impossibilitando obter o valor médio e o erro.

4.6 Cálculo do teor de carbono na austenita retida

Os valores do espaçamento interplanar ($d_{k,l,m}$) dos planos principais da austenita, fornecidos com os resultados dos exames de raios-X, foram utilizados para o cálculo do parâmetro de rede (a_0) através da equação 4.2. Dessa forma, foram calculados os parâmetros de rede (a_0) para os planos principais da austenita.

$$a_0 = d_{k,l,m} \times \sqrt{k^2 + l^2 + m^2} \quad (4.2)$$

Os valores de a_0 , ou d , estão relacionados com o ângulo de difração θ da Lei de Bragg. A precisão dos seus valores se torna maior quando o ângulo de difração θ é máximo e ainda há uma relação linear entre a_0 e $\text{sen}^2\theta$. Dessa forma, o valor de a_0 se torna mais preciso ao extrapolar o valor de θ para 90° no gráfico a_0 vs. $\text{sen}^2\theta$. Este método é chamado de extrapolação do parâmetro de rede e foi usado para calcular mais precisamente o teor de carbono na austenita retida (Cullity, 2001).

O parâmetro de rede (a_0) se relaciona com o teor de carbono da austenita através da equação 4.3 (Reed Hill, 1992). Portanto, a partir do método da extrapolação do parâmetro de rede foi calculado o valor de a_0 e, conseqüentemente, o teor de carbono na austenita retida.

$$C_g = \frac{a_0 - 0,3555}{0,0044} \quad (4.3)$$

CAPÍTULO 5

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados deste presente trabalho foram estruturados em quatro partes:

1. Caracterização inicial do aço.
2. Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera nas propriedades mecânicas do aço.
3. Efeito da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas do aço.
4. Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera e da taxa de resfriamento nas características da austenita retida.

5.1 Caracterização inicial

Os resultados iniciais foram obtidos a partir do estudo da microestrutura do aço formada a partir de quatro condições distintas de tratamento térmico, representado pelas amostras A, B, C e D conforme mostrado pelo fluxograma da figura 4.1.

O aço em seu estado inicial, laminado a quente, representado pela amostra A, apresentou uma microestrutura constituída de ferrita, perlita fina e grosseira, conforme microestrutura da figura 5.1 (a).

A amostra B é referente ao tratamento isotérmico de na temperatura de 900°C seguido de recozimento até temperatura ambiente. A microestrutura encontrada foi ferrita com uma maior quantidade de perlita grossa, conforme figura 5.1 (b). No recozimento há um maior tempo para o carbono se difundir na austenita, favorecendo a transformação pro-eutetóide da ferrita.

As amostras C e D foram temperadas após tratamento isotérmico nas temperaturas de 800 e 900°C, respectivamente. Ambas as amostras apresentaram uma microestrutura martensítica, conforme mostra a figura 5.1 (c) e (d).

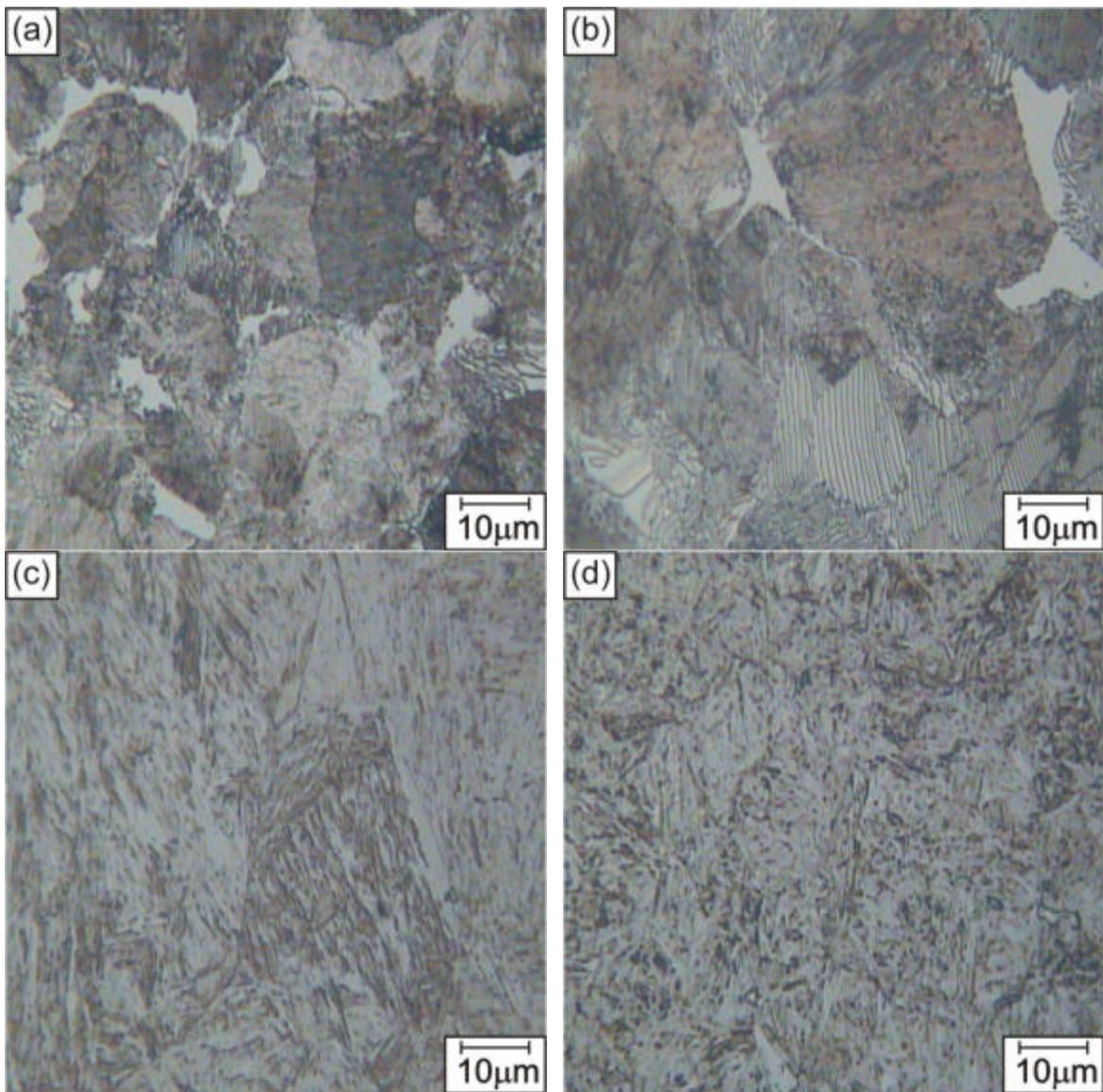


Figura 5.1 Fotomicrografias 1000X. (a) Estado inicial; (b) Recozido; (c) Temperado a partir de 900 e (d) 800°C.

Foi determinada a fração volumétrica da ferrita nas amostras A e B, conforme ilustra a figura 5.2. Em contrapartida, a ferrita nas amostras C e D não foi quantificada, pois na microestrutura martensítica a ferrita é encontrada no contorno de grão austenítico prévio, tornando difícil a sua quantificação pelo método de contagem de pontos.

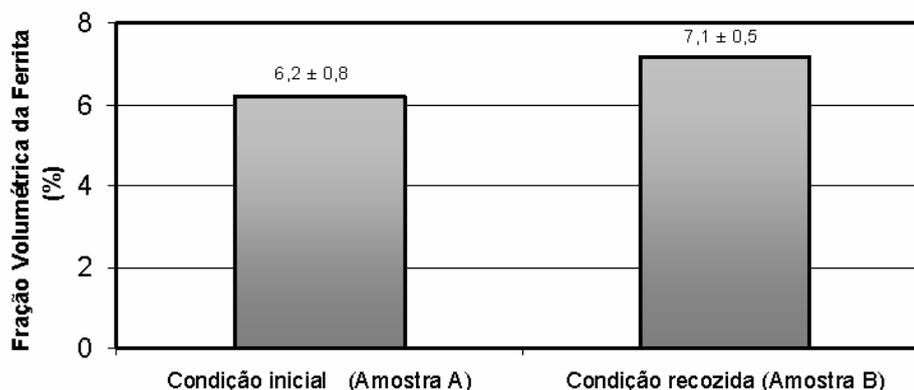


Figura 5.2 Fração volumétrica de ferrita das amostras A e B.

A fração volumétrica da ferrita na condição recozida foi maior em relação à condição inicial. Como o aço na condição inicial foi resfriando ao ar, houve um menor tempo em relação à condição recozida para o crescimento da ferrita e perlita. Dessa forma, o aço na condição inicial apresentou uma perlita mais fina com menor fração volumétrica de ferrita, enquanto na condição recozida a perlita aparece bem definida e grosseira.

O gráfico da Figura 5.3 mostra o valor médio da microdureza encontrado nas amostras A, B, C e D. A microestrutura martensítica caracterizada nas amostras C e D apresentou maiores valor de dureza. Durante a transformação martensítica, o carbono não se difunde e permanece nos sítios intersticiais, causando deformação na rede cristalina do ferro e, conseqüentemente, um aumento na dureza. A alta densidade de discordância na martensita também contribui para o aumento de dureza.

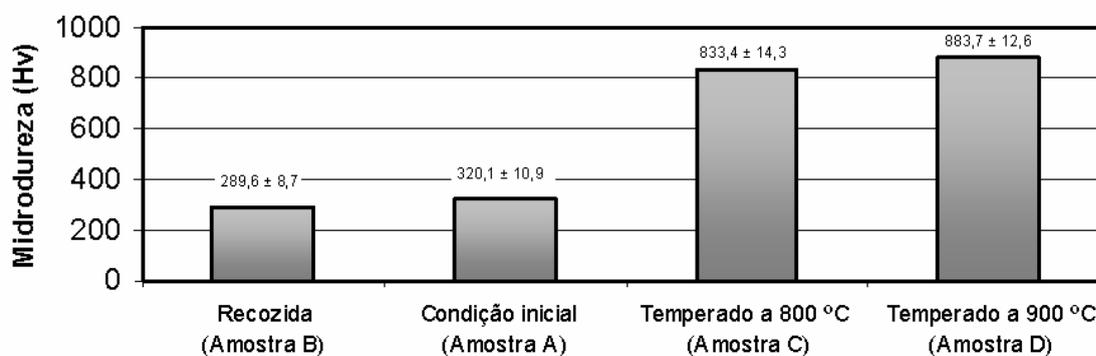


Figura 5.3 Microdureza (HV) das amostras B, A, C e D.

5.2 Efeito das temperaturas do ciclo térmico no comportamento mecânico

O ciclo térmico com austenitização a 900°C e austêmpera a 400°C proporcionou ao aço uma maior resistência mecânica com maior alongamento total, conforme mostra a figura 5.4, que representa as curvas de tensão versus deformação para três distintos ciclos, sendo todos com resfriamento final em água. Houve uma maior ocorrência de efeito TRIP para o ciclo com austenitização a 900°C e austêmpera a 400°C, pois com austenitização a 900°C há maior formação de austenita, que favorece o efeito TRIP. Para o ciclo com austenitização a 800°C e austêmpera a 400°C houve menor ocorrência de efeito TRIP, pois a 800°C há coexistência de ferrita e austenita, limitando a austenitização total. Já os ciclos com austêmpera a 600°C não

apresentaram nenhuma evidência de efeito TRIP, independente da temperatura de austenitização.

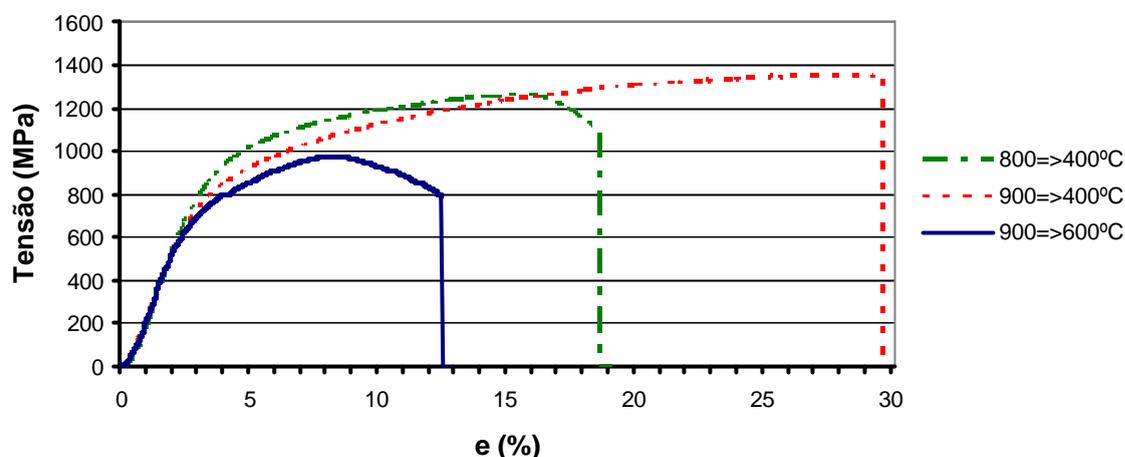


Figura 5.4. Curvas de tração para distintos ciclos térmicos.

Para ambas as temperaturas de austenitização, a 900 e 800°C, os ciclos com austêmpera a 400°C promoveram maiores valores de resistência mecânica do que os ciclos com austêmpera a 600°C, conforme mostra a figura 5.5. De acordo com o diagrama TTT do aço em estudo, 50% de austenita se transforma com 300s de austêmpera a 400°C. Dessa forma, após austêmpera a 400°C e resfriamento rápido em água, o restante de austenita não transformada se estabiliza na temperatura ambiente e favorece maior ocorrência de efeito TRIP.

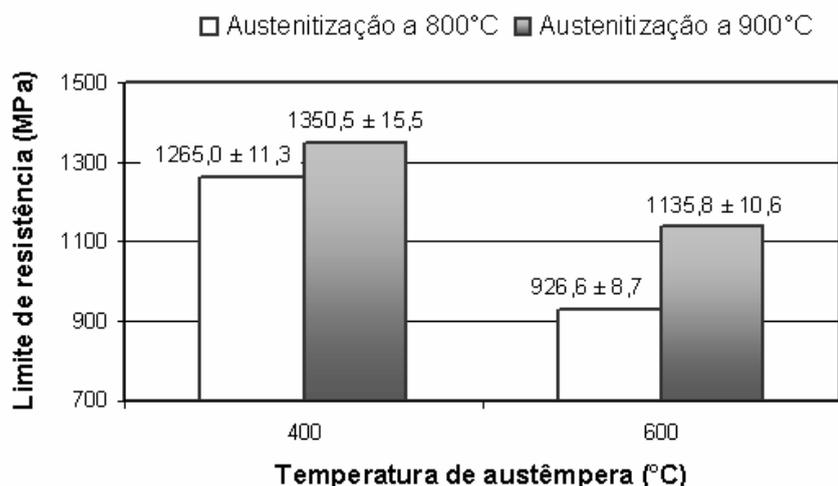


Figura 5.5. Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no limite de resistência.

A figura 5.6 mostra o efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no alongamento total. Tais ciclos térmicos foram realizados com resfriamento final em água.

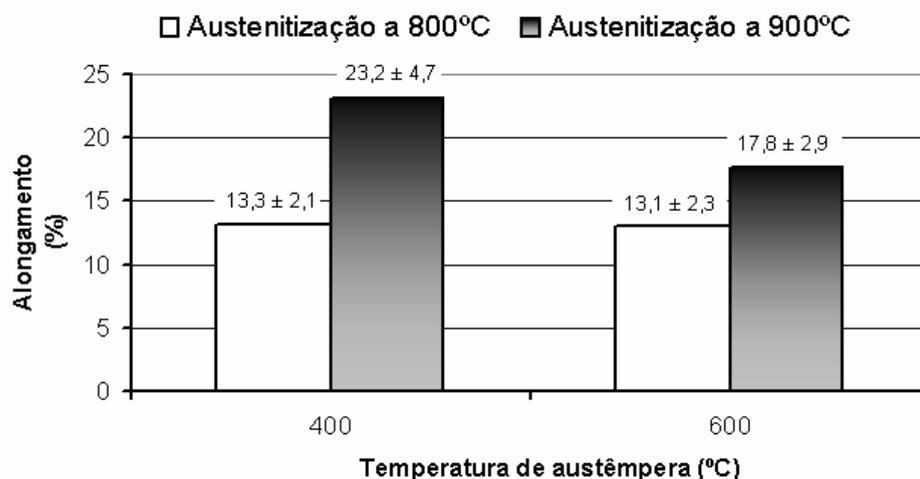


Figura 5.6 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no alongamento total.

Para o ciclo com austêmpera a 400°C austenitizado a 900°C ocorreu maiores valores de alongamento, provocado pela maior ocorrência de efeito TRIP. O efeito TRIP provoca um atraso do início da deformação localizada e, dessa forma, contribui para obtenção de elevados valores de alongamento.

Já os valores do expoente de encruamento foram menores para os ciclos com austêmpera a 400°C, conforme mostra a figura 5.7. Metais com comportamento mais dúctil são, em geral, menos resistentes e possuem maiores expoentes de encruamento. No entanto, o efeito TRIP proporciona ao aço maior resistência mecânica juntamente com uma boa ductilidade. Dessa forma, menores expoentes de encruamento foram encontrados para os ciclos que promoveram maior efeito TRIP, tais como os austemperados a 400°C.

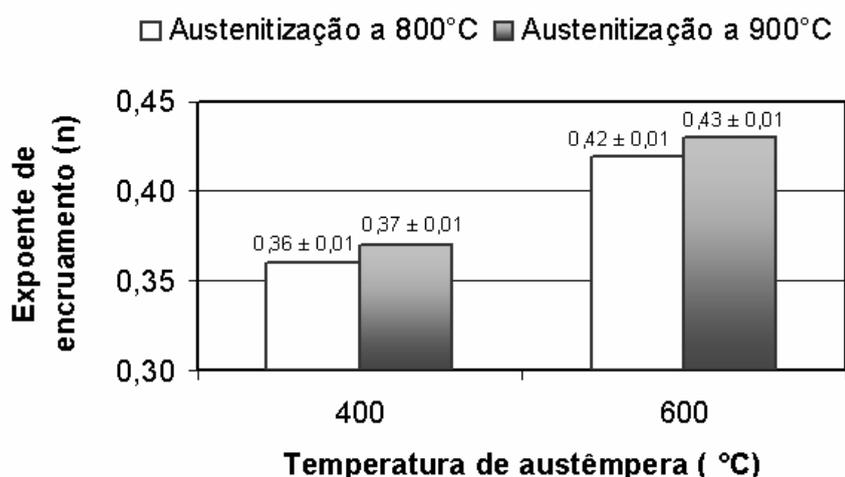


Figura 5.7 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera no expoente de encruamento.

Os valores da microdureza também foram alterados quando as temperaturas de austenitização e austêmpera foram modificadas, conforme ilustra a figura 5.8. A variação dos valores de dureza acompanhou a variação dos valores de resistência

mecânica, figura 5.5. Em geral, metais com maior resistência mecânica têm maiores valor de dureza.

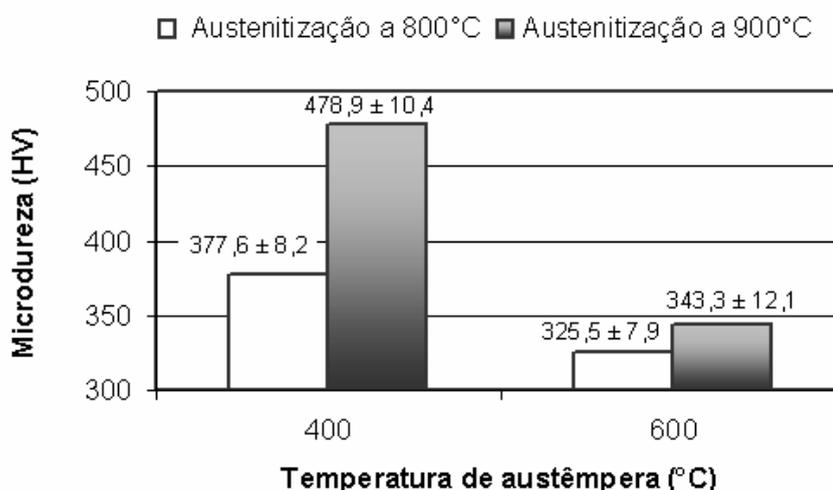


Figura 5.8 Efeito das temperaturas de austenitização e austêmpera na microdureza.

5.3 Efeito da taxa de resfriamento no comportamento mecânico

A taxa de resfriamento foi modificada nos quatro ciclos térmicos de austêmpera realizados, conforme ilustra a figura. 4.1. A mudança do modo de resfriamento foi empregada após o tratamento isotérmico de austêmpera, pois a austenita já estaria estabilizada para possibilitar um efeito TRIP na deformação plástica posterior. Dessa forma, o efeito da taxa de resfriamento foi investigado devido sua influência no efeito TRIP e, conseqüentemente, nas propriedades mecânicas do aço. A tabela IV.2 mostra as taxas de resfriamento para os três modos de resfriamento empregados..

A figura 5.9 mostra a influência da taxa de resfriamento no limite de resistência. Os seis ciclos térmicos abordados na figura 5.9 foram realizados com austêmpera a 400°C. Para ambas temperaturas de austenitização, a 800 e 900°C, o resfriamento na água promoveu maiores valores de resistência mecânica. No entanto, quando o aço foi resfriado mais lentamente, no forno e ao ar, houve uma diminuição nos valores de resistência mecânica para ambas temperaturas de austenitização.

Fang *et al.* (2002) investigaram a influência do resfriamento acelerado na microestrutura e propriedades mecânicas e verificaram que o resfriamento mais rápido após austêmpera proporcionou uma maior quantidade de ferrita acicular na microestrutura, promovendo maiores valores de limite de resistência.

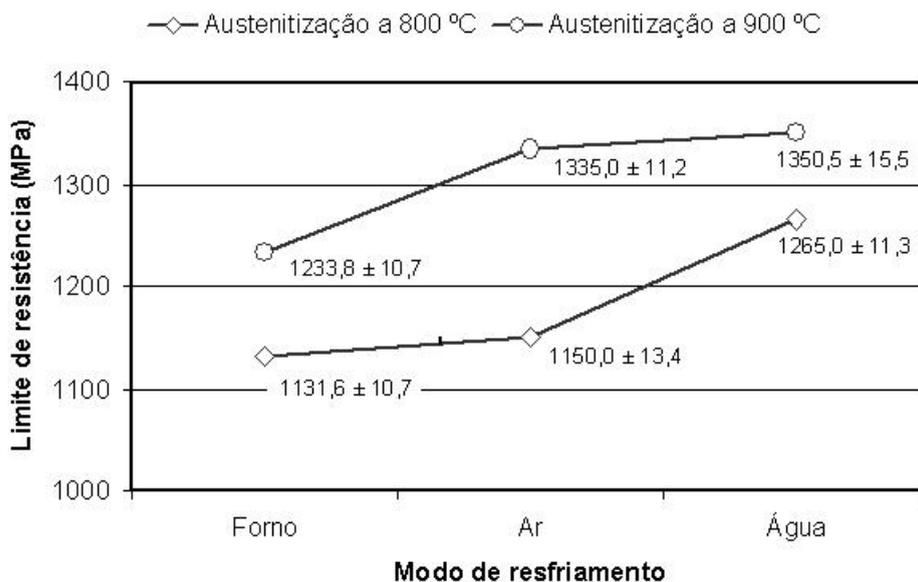


Figura 5.9 Efeito da taxa de resfriamento no limite de resistência.

Já a redução de área teve seu valor consideravelmente aumentado quando o ciclo térmico foi realizado com austenitização a 800°C e resfriamento no forno, conforme mostra a figura 5.10. A temperatura de 800°C não é suficiente para austenitizar toda a ferrita e perlita oriundas da condição inicial. Assim, o ciclo com austenitização a 800°C e resfriamento ao forno provavelmente conduziu uma maior quantidade de ferrita e perlita na microestrutura, de modo que tais constituintes trazem maior ductilidade ao aço.

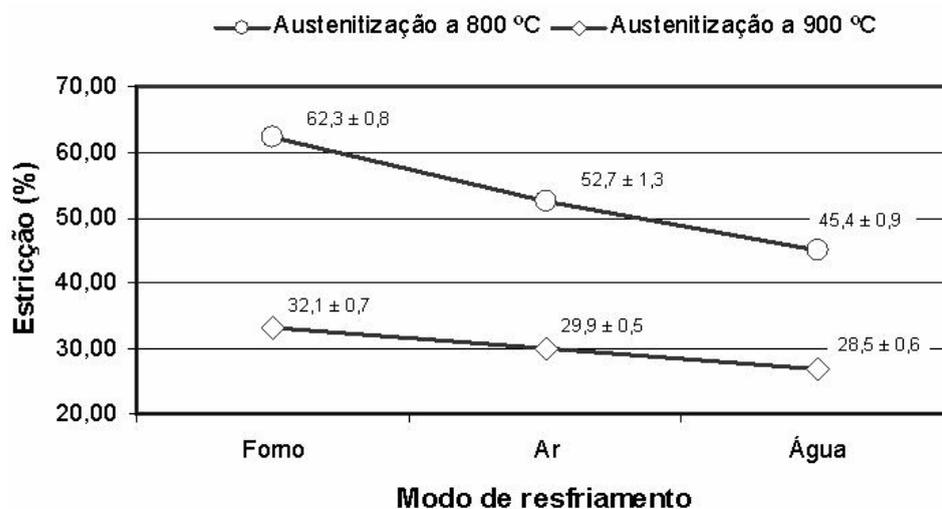


Figura 5.10 Efeito da taxa de resfriamento na redução de área.

Já o ciclo com austenitização a 900°C e resfriamento a água obteve menores valores de redução de área devido a maior ocorrência do efeito TRIP. A formação do pescoço no corpo de prova é retardada com a ocorrência do efeito TRIP, devido à distribuição de tensão ser mais uniforme antes de começar a estricção. Dessa forma, o efeito TRIP provoca grandes alongamentos e menores reduções de área, conforme observado nas figuras 5.6 e 5.10, respectivamente.

5.4 Efeito dos parâmetros do ciclo térmico nas características da austenita retida

A quantidade de austenita estabilizada durante o ciclo térmico de austenitização e austêmpera é o fator determinante para obtenção de elevados valores de resistência mecânica e ductilidade. Dessa forma, verificou-se o efeito dos parâmetros (temperaturas de austenitização e austêmpera e taxa de resfriamento) do ciclo térmico nas características da austenita retida.

Os ciclos térmicos com austêmpera a 600 °C, independente da taxa de resfriamento aplicada após austêmpera, não promoveram uma suficiente quantidade de austenita retida a ser detectável no exame de raios-X.

Entretanto, para os ciclos térmicos com austêmpera a 400 °C, a taxa de resfriamento após austêmpera teve uma grande influência na quantidade de austenita retida formada.

Dessa maneira, só foi possível quantificar a austenita retida e o seu teor de carbono a partir dos ciclos térmicos realizados com austêmpera a 400 °C seguidos de resfriamentos mais rápidos, tais como com ar e água.

A austenita retida foi quantificada pelo método de difração de raios-x e os picos de intensidade correspondentes aos planos principais (111), (200), (220), (311) da austenita e (110), (200), (112), (220) da ferrita, conforme mostrados pela figura 5.11, foram encontrados para os ciclos térmicos com austêmpera a 400 °C seguido de resfriamento rápido.

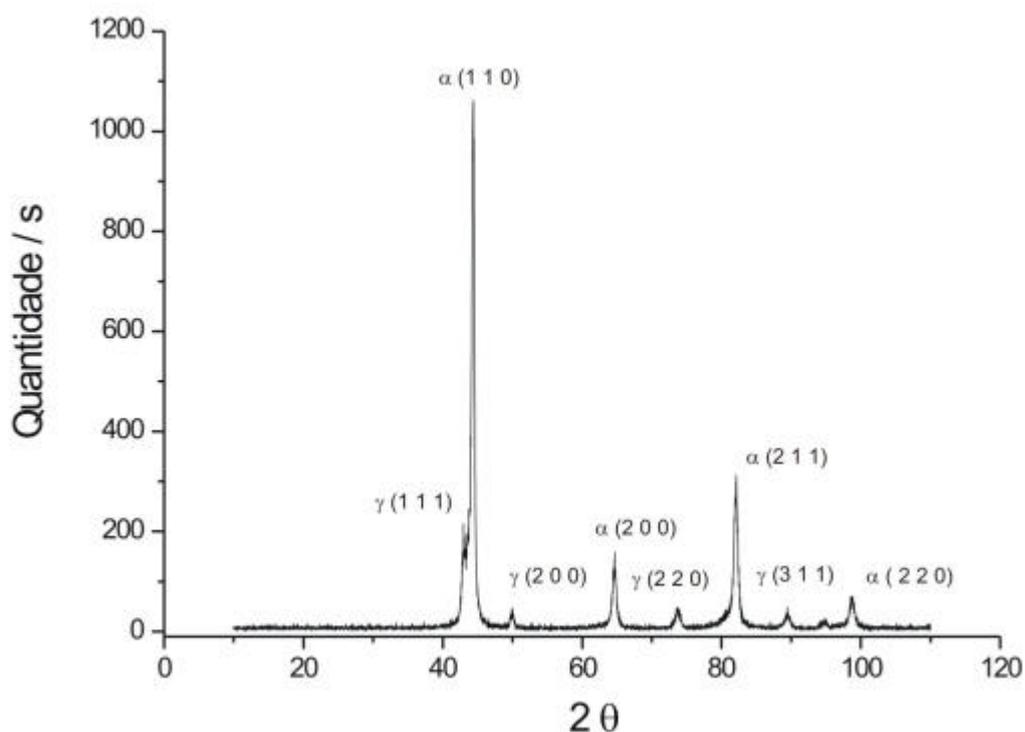


Figura 5.11 Picos de intensidade das fases ferrita e austenita encontrados para o ciclo térmico com austenitização a 900 °C, austêmpera a 400 °C e resfriamento com água.

Através da intensidade dos picos dos quatro principais planos da austenita, medidos em quantidade de raios difratados por segundo, foi possível estimar o parâmetro de rede (a_0) para o cálculo do teor de carbono da austenita. A figura

5.12 mostra um gráfico de a_0 vs. $\text{sen}^2\theta$ utilizado para estimar o parâmetro de rede da austenita, método que utiliza a extrapolação da reta para $\theta = 90^\circ$, ou seja, $x = 1$ na equação da reta encontrada.

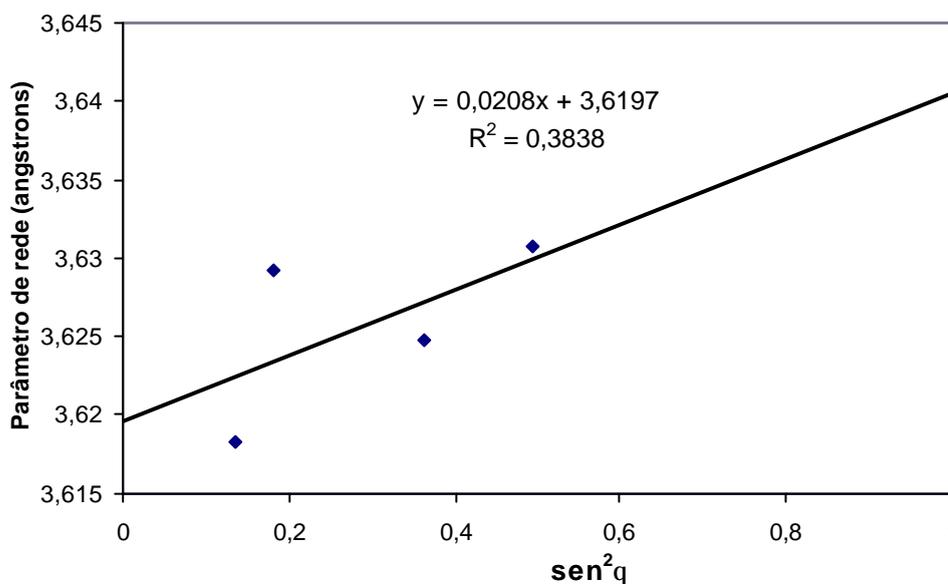


Figura 5.12 Gráfico de a_0 vs. $\text{sen}^2\theta$

Dessa forma foi estimado o parâmetro de rede da austenita para todos os ciclos térmicos que promoveram picos de austenita conforme figura 5.11, que foram os ciclos com austenitização a 900°C , austêmpera a 400°C seguido de resfriamento rápido (com água) e médio (ao ar) e os ciclos com austenitização a 800°C , austêmpera a 400°C seguido de resfriamento rápido.

Já para os ciclos térmicos com austêmpera a 600°C foram obtidos somente os picos de intensidade correspondentes aos planos principais (110), (200), (211) e (220) da ferrita, conforme mostra a figura 5.13. Não há como haver formação de austenita durante 300s de austêmpera a 600°C , observação que é reforçada pelo diagrama TTT do aço em estudo (*Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*. Metals Park, Ohio, 1977, p.75).

Este comportamento foi encontrado também para os ciclos térmicos com austêmpera a 400 °C seguido de resfriamento lento, no forno. Menores taxas de resfriamento favorecem maior fração volumétrica de ferrita quase-poligonal ou ferrita bainítica granular, que consistem de dispersas partículas de austenita retida ou constituinte MA. Cristais ferríticos com morfologia granular ou equiaxial podem enclausurar regiões de austenita de retida ou constituinte MA, dificultando a visualização e quantificação desse constituinte pelo método de difração de raios-x (Krauss & Thompson, 1995).

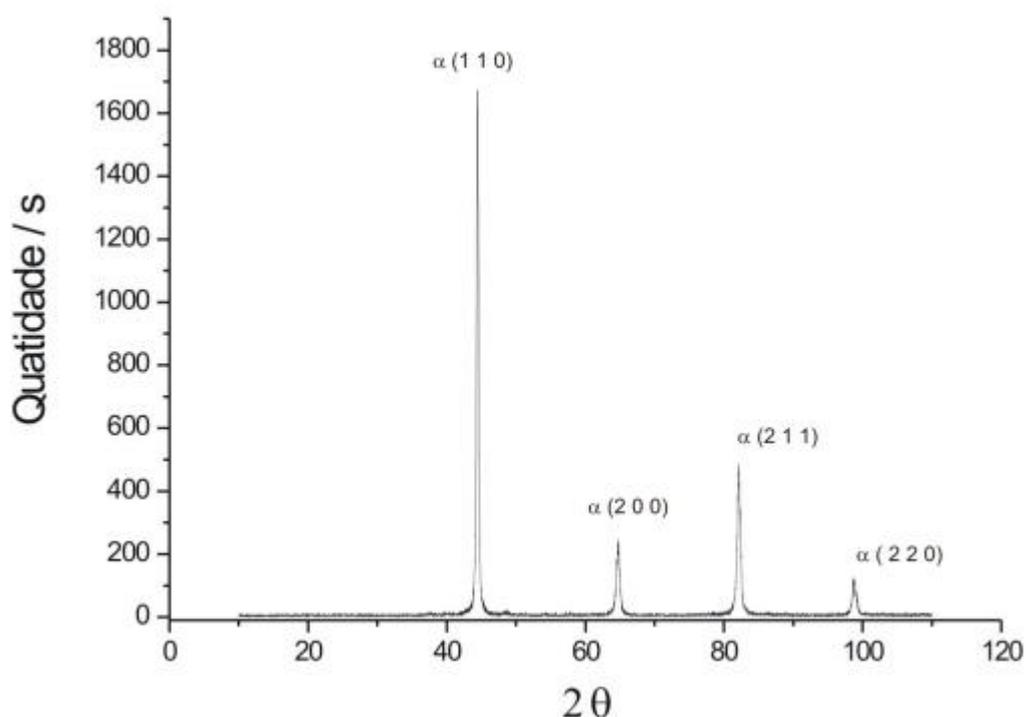


Figura 5.13 Picos de intensidade correspondente aos planos da ferrita encontrados para o ciclo térmico com austenitização a 900 °C, austêmpera a 600 °C e resfriamento com água.

Dessa forma, o teor da austenita retida foi calculado para os ciclos térmicos com austenitização a 800 e 900°C e austêmpera a 400°C. No entanto, menores taxas de resfriamento não promoveram picos de austenita de tamanho

suficiente para quantificá-la com difração de raios-x. O gráfico da figura 5.14 ilustra os resultados.

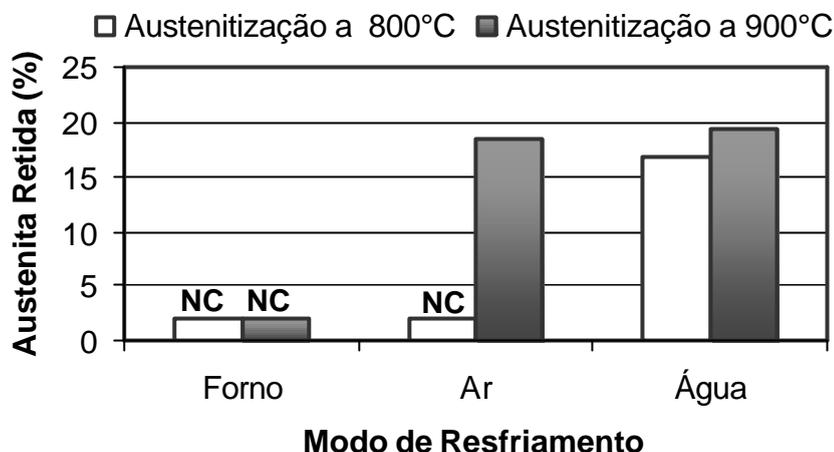


Figura 5.14 Variação da austenita retida com a taxa de resfriamento.

O ciclo com resfriamento com água após austêmpera a 400 °C promoveu um elevado teor (19,3% e 16,8%) de austenita retida para ambas as temperaturas de austenitização, 800 e 900°C. No entanto, para os ciclos com resfriamento ao ar a austenita retida apareceu em grandes quantidades (18,5%) somente no ciclo com austenitização a 900°C. A austenitização a 800°C não proporcionou uma quantidade suficiente de austenita para ser quantificada, como ocorreu também nos ciclos com resfriamento lento, no forno. A figura 5.14 destaca tais ciclos pelo símbolo NC (Não Calculado).

O teor de carbono na austenita variou quase que da mesma maneira que o teor austenita retida, conforme mostra a figura 5.15. O carbono tende a se difundir para a austenita durante austêmpera. Entretanto, se após austêmpera o resfriamento for lento o suficiente para haver difusão, o carbono pode sair da austenita para formar carbonetos. Dessa forma, a austenita retida ficou mais enriquecida de carbono com o resfriamento a água, de modo que houve menor tempo para o carbono se difundir.

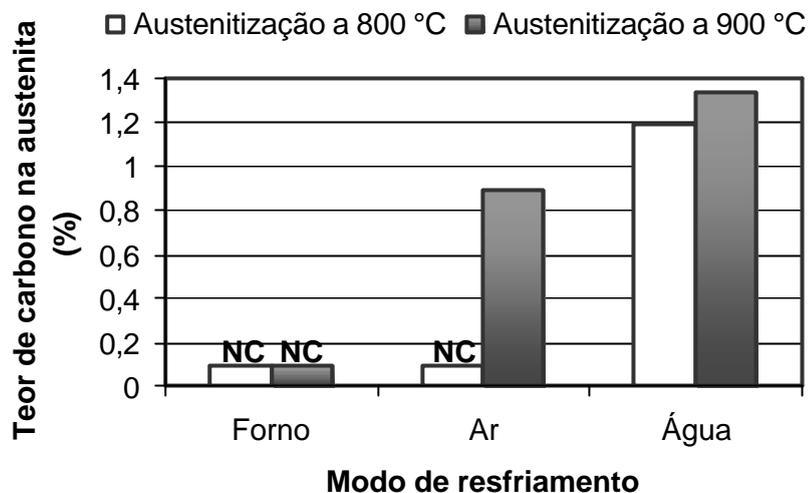


Figura 5.15 Variação do teor de carbono na austenita com a taxa de resfriamento.

Resultados obtidos por outros pesquisadores (Bhadeshia & Edmonds, 1979; Tomita *et al.*, 1997; Fang *et al.*, 2002 e Sugimoto *et al.*, 2006) revelaram que o aumento do teor de carbono na austenita retida melhora a estabilidade da austenita, conduzindo a um aumento na resistência mecânica e o alongamento total, produzido pelo efeito TRIP.

5.5 Efeito dos parâmetros do ciclo térmico na microestrutura

As temperaturas de austenitização e austêmpera e a taxa de resfriamento foram os parâmetros dos ciclos térmicos avaliados. Assim, os efeitos desses parâmetros na microestrutura estão diretamente relacionados com os resultados de comportamento mecânico.

O ciclo de austenitização a 900°C, austêmpera a 400°C e resfriamento com água, cuja microestrutura é mostrada nas figuras 5.14(a) e (b), promoveu uma microestrutura predominantemente bainítica. O elevado teor de carbono na austenita encontrado para este ciclo térmico pode ter ajudado promover o mecanismo de cisalhamento martensítico e, conseqüentemente, a formação da bainita.

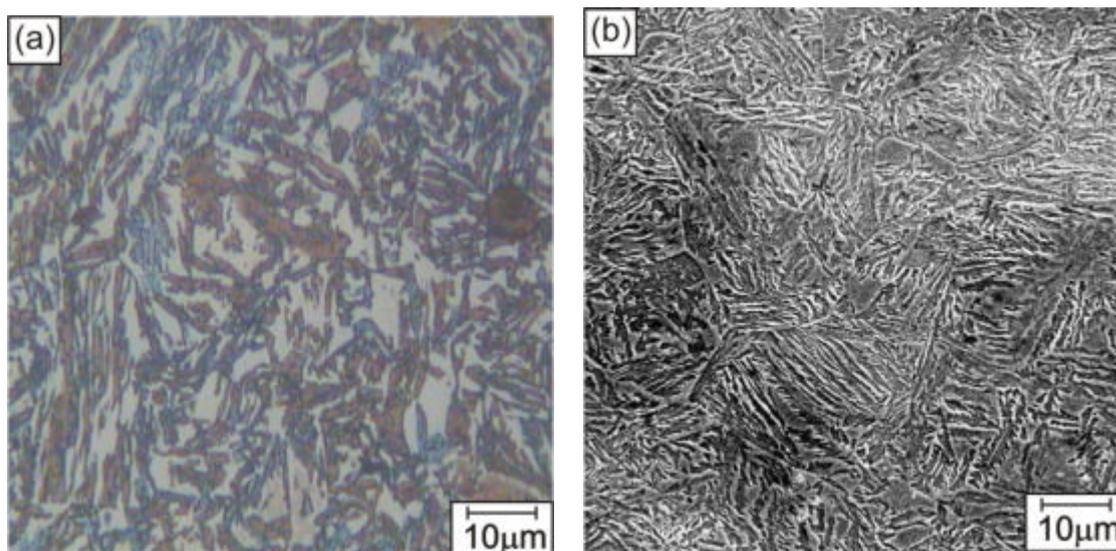


Figura 5.16 Microestrutura do aço aquecido a 900°C, austemperado a 400°C e resfriado em água (a) MO e (b) MEV, 1000X.

A microestrutura da figura 5.14 (a) foi atacada com o reativo LePera: a coloração branca refere-se ao constituinte MA, a coloração azul refere-se a matriz de ferrita bainítica e a coloração escura são as ripas de bainita, regiões com maior quantidade de carbonetos. Já a figura 5.14 (b), obtida com o MEV e ataque com nital 2%, caracteriza bem a ferrita bainítica, segundo a classificação de Krauss *et al.* (1995). Resultados similares foram obtidos por Tomita *et al.* (1997) e Sugimoto *et al.* (2006).

Para uma menor taxa de resfriamento, observou-se uma menor fração volumétrica de ferrita bainítica e um aumento acentuado de bainita granular, conforme mostra a microestrutura da figura 5.17, obtida com o ciclo de austenitização a 900 °C, austêmpera a 400°C e resfriamento ao forno. Baixas taxas de resfriamento não favorecem a formação de ferrita bainítica, caracterizada pelo mecanismo adifusional de crescimento martensítico. Por outro lado, baixas taxas de resfriamento favorecem a formação da bainita granular (Cota *et al.*, 2005).

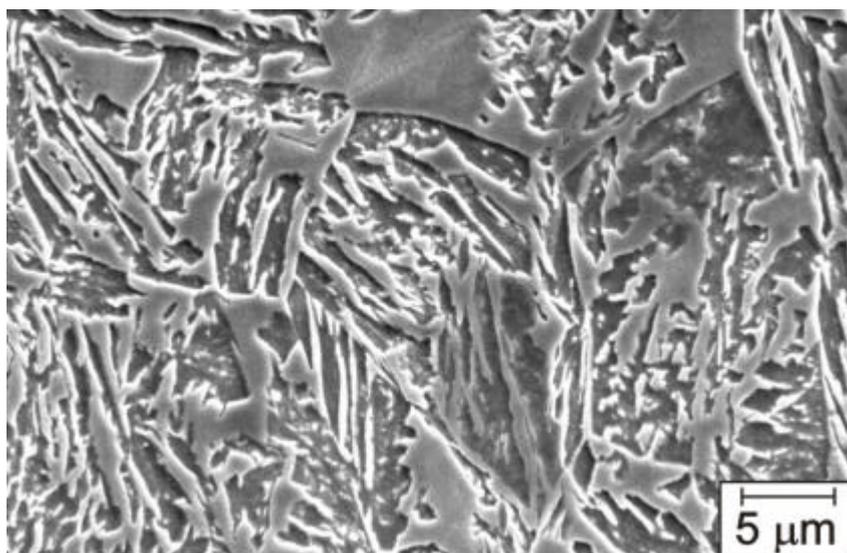


Figura 5.17 Austenitização a 900 °C, austêmpera a 400 °C e resfriamento no forno. MEV 3000X.

As regiões claras com forma acicular na microestrutura da figura 5.17 são as ripas de bainita, que aparecem com coloração escura em microscopia óptica. Nesta mesma figura 5.17 observa-se pequenas partículas arredondadas de carbonetos de cromo, favorecidas formarem pelo resfriamento mais lento.

A figura 5.18 mostra a microestrutura encontrada para o ciclo térmico com austenitização a 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento rápido. A microestrutura é constituída basicamente de ferrita, bainita granular e, provavelmente, austenita retida e/ou martensita, pelo fato da ocorrência do efeito TRIP neste ciclo .

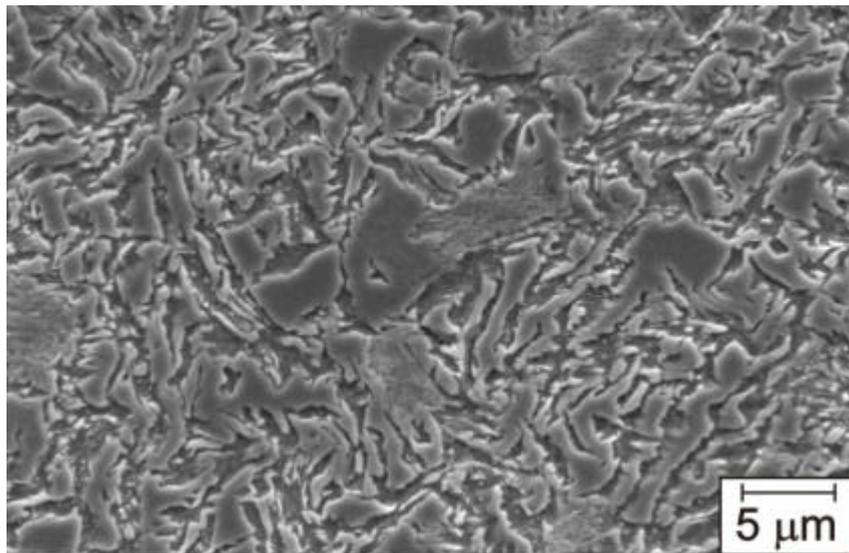


Figura 5.18 Austenitização a 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento a água. MEV 3000X.

Para este mesmo ciclo térmico, austenitizado a 800°C com austêmpera a 400°C, porém com resfriamento lento, no forno, a microestrutura encontrada foi ferrita banítica, bainita, bainita granular e perlita, conforme mostra a figura 5.19. A perlita é encontrada na microestrutura, pois na temperatura intercrítica de 800°C, não foi possível austenitizar totalmente a ferrita e perlita, presentes na microestrutura do aço na condição inicial.

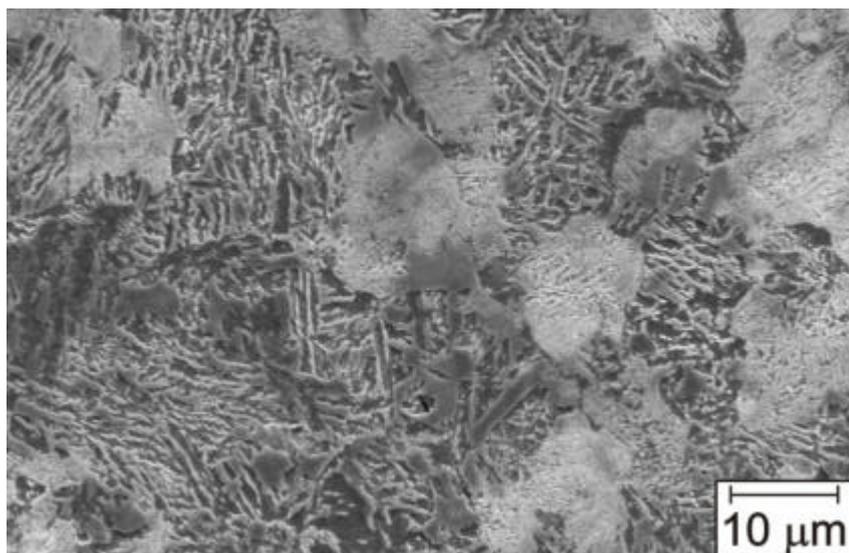


Figura 5.19 Austenitização a 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento ao forno. MEV 2000X.

Conforme verificado nos resultados mecânicos, o ciclo térmico correspondente à figura 5.19 promoveu os melhores resultados de ductilidade em termos de redução de área, pois a microestrutura contém fases mais dúcteis, tais como perlita e carbonetos. Os elevados valores de ductilidade em termos de alongamento total são característicos do efeito TRIP, que parece não ter ocorrido neste ciclo térmico, devido não apresentar uma quantidade de austenita retida suficiente para ser detectada no exame de raios-x.

Já os ciclos térmicos com austêmpera a 600°C, independente da temperatura de austenitização e da taxa de resfriamento, não produziram microestrutura banítica, muito menos austenita retida. As figuras 5.20 (a) e (b) mostram a microestrutura referente aos ciclos com austêmpera a 600°C.

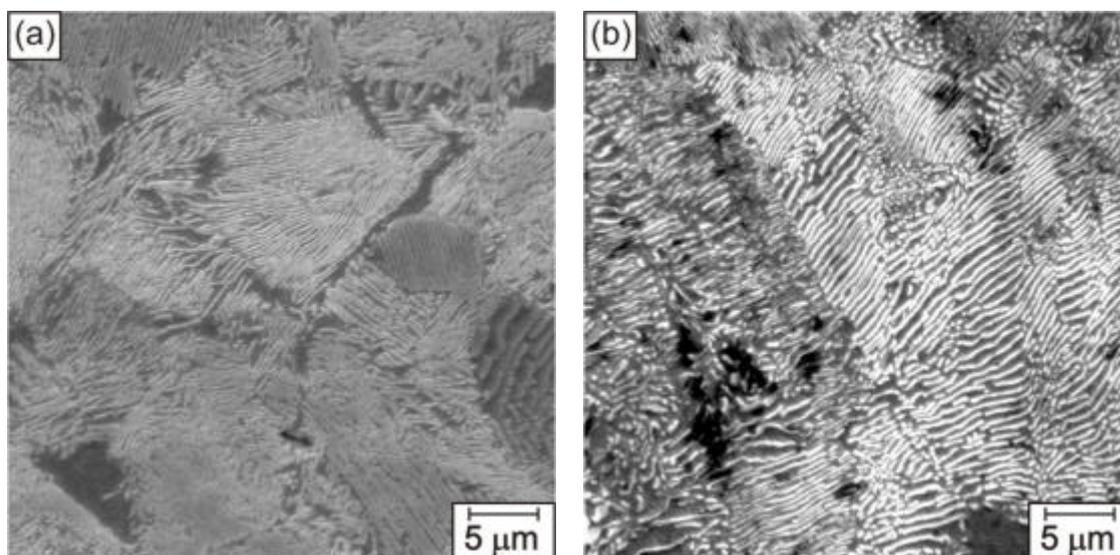


Figura 5.20 Austenitização a 900°C, austêmpera a 600°C e resfriamento lento, no forno (a) e ao ar (b). MEV 3000X.

Para estes ciclos térmicos com resfriamento lento, foi caracterizada uma microestrutura perlítica, que consiste em uma matriz de ferrita com lamelas alternadas de cementita (Fe_3C) e ferrita. No entanto, devido ao maior tempo para nucleação e crescimento de perlita no resfriamento mais lento, a microestrutura da figura 5.20 (a) apresenta um maior número de colônias de perlita em relação à microestrutura da figura 5.20 (b).

CAPÍTULO 6

6. CONCLUSÕES

A influência do ciclo térmico de austêmpera no comportamento mecânico e nas características da microestrutura do aço alto carbono Si-Mn-Cr (ABNT 9254) foi investigada. Os resultados mostraram que tanto a temperatura de austenitização e austêmpera, bem como a taxa de resfriamento após a austêmpera exercem forte efeito sobre a fração volumétrica de bainita e austenita retida e conseqüentemente no efeito TRIP. Dessa forma, as principais conclusões obtidas nesse estudo foram:

1. O aço alto carbono Si-Mn-Cr, laminado a quente, apresentou uma microestrutura constituída de uma matriz ferrítica com presença de perlitas finas e esboroadas. Quando recozido, o aço apresentou uma maior fração volumétrica de ferrita e perlita mais grosseira, não deixando de apresentar perlitas finas e esboroadas. Quando temperado apresentou microestrutura martensítica.
2. O modo de resfriamento teve uma grande influência nas propriedades mecânicas do aço, principalmente nos valores de ductilidade, que foram avaliados em termos de redução de área e alongamento total.
3. Os maiores valores encontrados de limite resistência (em torno de 1350 MPa) foram obtidos com austenitização a 900°C, austêmpera a 400°C e resfriamento com água. Já os maiores valores de redução de área (em torno de 60%) foram encontrados com austenitização a 800°C, austêmpera a 400°C e resfriamento ao forno, enquanto os maiores valores de alongamento total (em torno de 20%) foram encontrados com austenitização a 900°C, austêmpera a 400°C e resfriamento com água. Os elevados valores de alongamento encontrados estão relacionados com a ocorrência do efeito TRIP.
4. O aumento na temperatura de austêmpera de 400°C para 600°C resultou em uma grande diminuição na quantidade de austenita retida e, conseqüentemente, no decréscimo de resistência mecânica e alongamento

total. O efeito TRIP teve maior ocorrência com austêmpera a 400°C e resfriamento rápido. Dessa forma, só foi possível quantificar a austenita retida para os ciclos térmicos realizados com austêmpera a 400 °C e resfriamentos a água e ao ar.

5. A variação na quantidade de austenita retida foi influenciada pelo modo de resfriamento e temperaturas dos tratamentos isotérmicos de austenitização e austêmpera. O resfriamento em água proporcionou uma maior quantidade de austenita retida, principalmente com austenitização a 900°C. O mesmo comportamento ocorreu para o teor de carbono na austenita retida, que aumentou com o a taxa de resfriamento. Dessa forma, maiores taxas de resfriamentos melhoram a estabilidade da austenita e, conseqüentemente, sua transformação durante a deformação plástica.
6. A manipulação dos parâmetros do ciclo térmico contribuiu para melhorar as características mecânicas do aço e modificar sua microestrutura, tornando multiconstituída com ferrita bainítica, bainita, constituinte MA. Os ciclos com austenitização a 800 °C e austêmpera a 400 °C apresentaram perlita na microestrutura conferindo ao aço maior ductilidade em termos de redução de área.

REFERÊNCIAS

1. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams*. Metals Park, Ohio, 1977, p.75.
2. ANDREWS, K. W. Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures. ***Journal of Iron and Steel Institute***, v. 203, p. 721-727, 1965.
3. BHADESHIA, H. K. D. *Bainite in Steels. Transformation, Microstructure and Properties*. The Institute of Materials, London, 2002.
4. BHADESHIA, H. K. D. H. and CHRISTIAN, J. W. The Bainite Transformation in Steels. ***Metallurgical Transactions A***, v. 21A, p. 767-797, 1990.
5. BHADESHIA, H. K. D. H. and EDMONDS, D. V. Bainite transformation in a silicon steel. ***Metallurgical Transactions A***, v. 10A, p.895-907, 1979.
6. BOUQUEREL, J. VERBEKEN, K. and DE COOMAN, B.C. Microstructure-based model for the static mechanical behavior of multiphase steels. ***Acta Materialia***, v. 52, p.1443-1456, 2006.
7. BRADLEY, J. R. and AARONSON, H.I. Growth Kinetics of Grain Boundary Ferrite Allotriomorphs in Fe-C-X Alloys. ***Metallurgical Transactions A***, v. 12A, p. 1729-1741, 1981.
8. BRAMFITT, B. L. and SPEER, J. G. A perspective on the morphology of bainite. ***Metallurgical Transactions A***, v. 21A, p. 817-829, 1990.
9. CHEN, H. C. ERA, H. and SHIMIZU, M. Effect of Phosphorus on the formation of retained austenite and mechanical properties in Si-Containing low-carbon steel sheet. ***Metallurgical Transactions A***, v. 20A, p. 437-445, 1989.
10. COTA, A. B. RODRIGUES, P. C. BARBOSA, R. A. e SANTOS, D. B. Influência da deformação na região de não recristalização da austenita sobre a transformação em resfriamento contínuo em um aço bainítico de baixo carbono. ***REM: Revista da Escola de Minas***, v. 58, n. 2, p.155-160, 2005.

11. CULLITY, B. D. Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley Publishing Company, Inc., Mass., 2001. Chap. 12. p. 347-361.
12. FANG, X. FAN, J. RALPH, B. EVANS, P. e UNDERHILL, R. Influence of accelerated cooling on microstructure and mechanical properties of GMn steels. **Material Science and Technology**, v.18, p. 47-53, 2002.
13. FURUKAWA, T. MORIKAWA, H. TAKECHI, H. KOYAMA, K. Structure and properties of Dual-Phases Steels. **AIME**, New York, 1979.
14. GIRAULT, E. JACQUES, P. RATCHEV, P. VAN HUMBEECK, J. VERLINDEN, B. e AERNOUDT, E. Study of temperature dependence of bainite transformation rate in a multiphase TRIP-assisted steel. **Materials Science and Engineering**, v. A273, p. 471-474, 1999.
15. HANZAKI, A. Z.; HODGSON, P. D. and YUE, S. The Influence of bainite on austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels. **ISIJ International**, v. 35, p.79-85, 1995.
16. HONEYCOMBE, R. W .K. AND BHADESHIA, H. K. D. H. Steel Microstructure and Properties. Edward Arnold, London, 1995. 2nd ed.
17. HOSSEINE, S. M. K. ZAREI-HANZAKI, A. YAZDAN PANAH, M. J. and YUE, S. ANN model for prediction of effects of composition and process parameters on tensile strength and percent elongation of Si-Mn TRIP steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 374, p.122-128, 2004.
18. JUNG, Y. C. OHMORI, Y. NAKAY, K. and OHTSUBO, H. Bainite transformation in a silicon steel. **ISIJ International**, v. 37, p. 789-796, 1997.
19. KANG, M. ZHANG, M. ZHU, M. In situ observation of bainite growth during isothermal holding. **Acta Materialia**, v. 54, p. 2121-2129, 2006.

20. KRAUSS, G. and THOMPSON, S. W. Ferritic microstructures in continuously cooled low- and ultra low-carbon steels. *ISIJ International*, v. 35, p. 937-945, 1995.
21. KRAUSS, G. Steels Heat Treatment and Process Principle. Evergreen, Colorado, ASM, 1990. 3rd ed.
22. LePERA F. S. Improved Etching Technique to Emphasize Martensite and Bainite in High-Strength Dual-Phase Steel. *Journal of Metals*, March, p. 38-39, 1980.
23. LIU, S. K. YANG, L. and ZHANG, J. The influence of the alloying elements upon the transformation kinetics and morphologies of ferrite plates in alloy steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 25A, p. 1991-2000, 1994.
24. MATSUMURA, O. SAKUMA, T. and TAKECHI, H. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. *Transactions ISIJ*, v. 27, p. 570-579, 1987.
25. MATSUMURA, O. SAKUMA, T. TAKECHI, H. Retained Austenite in 0.4C-Si-1.2Mn Steel Sheet Intercritically Heated and Austempered. *ISIJ International*, v. 32, p. 1014-1020, 1992.
26. OHMORI, Y. OTAN, H. and KUNITAKE, T. Bainite in low carbon low alloy high strength steels. *Transactions of Iron Steel Institute of Japan*, v. 11, p. 250-259, 1971.
27. OHTANI, H. OKAGUCHI, S. FUJISHIRO, Y. e OHMORI, Y. Morphology and properties of low-carbon bainite. *Metallurgical Transactions A*, v. 21A, p. 877-888, 1990.
28. OUCHI, C. SAMPEI, T. e KOZASU, I. The effect of hot rolling condition and chemical composition on the onset temperature of γ - α transformation after hot rolling. *Transactions ISIJ*, v. 22, p. 214-222, 1982.

29. REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*. Editora Guanabara II, Rio de Janeiro, 1982.
30. SAKUMA, Y. MATUMURA, O e AKSUE, O. Influence of C content and Annealing Temperature on Microstructure and Mechanical properties of 400 °C transformed steel containing retained austenite. *ISIJ International*, v. 31, p. 1348-1353, 1991.
31. STARK, I. SMITH, G. D. W. e BHADSHIA, H. K. D. The distribution of substitutional alloying elements during the bainite transformation. *Metallurgical Transactions A*, v. 21A, p. 837-844, 1990.
32. SUGIMOTO, K. IIDA, T. SAKAGUCHI, J. e KASHIMA, T. Retained Austenite Characteristics and Tensile Properties in a TRIP Type Bainitic Sheet Steel. *ISIJ International*, v.40, p.902-908, 2000.
33. SUGIMOTO, K. TSUNEZAMA, M. HOJO, T. and IKEDA, S. Ductility of 0.1-0.6C-1.5Si-1.5Mn Ultra High-Strength TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix. *ISIJ International*, v.44, p.1608-1614, 2004.
34. TAKAHASHI, M. and BHADSHIA, H. K. D. Model for the microstructure of some advanced bainitic steels. *Materials Transactions, JIM*, v. 32, p.689-696, 1991.
35. THOMSON, S. W. COLVIN, D. J. and KRAUSS, G. Continuous cooling transformations and microstructures in a low-carbon, high-strength low-alloy plate steel. *Metallurgical Transactions A*, v. 21A, p. 1493-1507, 1990.
36. TOMITA, Y. and MORIOKA, K. Effect of Microstructure on Transformation-Induced Plasticity of Silicon-Containing Low-Alloy Steel. *Materials Characterization*, v. 38, p.243-250, 1997.
37. ZACKAY, V. F. PARKER, E. R. FAHR, D. and BUSCH, R. The enhancement of ductility in High-Strength Steels. *American Society for Metals*, v. 60, p. 252-259, 1967.

38. ZAEFFERER, S. OHLERT, J. and BLECK, W. A Study of microstructure, transformation mechanism and correlation between microstructure and mechanical properties of low alloyed TRIP Steel. *Acta Materialia*, v.52, p. 2765-2778, 2004.

SUGERTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Promover ciclos térmicos de austêmpera no aço alto carbono Si-Mn-Cr (ABNT 9254). Após ciclagem térmica, verificar o comportamento mecânico através de ensaios de tração com diferentes taxas de deformação e quantificar a austenita retida na região deformada do corpo de prova, desde a estrição até o final do comprimento útil, de modo a obter um perfil de quantidade de austenita retida. Dessa forma, pode-se avaliar a influência da taxa de deformação no efeito TRIP e verificar se a transformação de austenita retida ocorre homogeneamente na região deformada.