MODESTO HURTADO FERRER

**ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE DE AÇOS TRIP AO Si – Mn
MICROLIGADOS COM Nb**

**Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a
obtenção do Título de Doutor em
Engenharia**

**São Paulo
2003**

MODESTO HURTADO FERRER

**ESTUDO DAS TRANSFORMAÇÕES DE FASE DE AÇOS TRIP AO Si – Mn
MICROLIGADOS COM Nb**

**Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para a
obtenção do Título de Doutor em
Engenharia**

**Área de Concentração:
Engenharia Metalúrgica e de Materiais**

**Orientador:
Prof. Liv. Doc. André Paulo Tschiptschin**

**São Paulo
2003**

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 20 de junho de 2003.

Assinatura do autor _____

Assinatura do orientador _____

Hurtado Ferrer, Modesto

Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb / M. Hurtado Ferrer. -- ed.rev. -- São Paulo, 2003.

195 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

**1.Aços de baixa liga e alta resistência 2.Aços TRIP
3.Transformações de fase 4.Laminação controlada 5.Austenita
retida I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais II.t.**

*Cultivo una rosa blanca,
en julio como en enero,
para el amigo sincero
que me da su mano franca.*

*Y para el cruel que me arranca
el corazón con que vivo,
cardo ni oruga cultivo:
cultivo una rosa blanca.*

*José Martí (Cuba, 1853-1895)
Versos Sencillos XXXIX*

*À Ana Lúcia, minha adorada esposa.
Pela paciência, incentivo e compreensão.*

AGRADECIMENTOS

Ao Professor André Paulo Tschiptschin por me abrir as portas desta casa e me acolher na sua equipe de trabalho nestes anos de aprendizado. Muito obrigado, também, pelo seu espírito crítico e pela orientação deste trabalho.

Ao Professor Helio Goldenstein pela solidariedade e respeito e pela sua atitude aberta ao conhecimento. Obrigado por me incentivar no estudo das transformações de fase.

Ao Professor Oscar Balancin do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCAR, por abrir o espaço para a realização dos ensaios de torção a quente e pelas discussões e sugestões que permitiram o direcionamento deste trabalho.

Ao Dr. Fulvio Siciliano Jr. da Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração, pelas consultas e frutíferas discussões.

Ao Professor João Manuel Domingos de Almeida Rollo do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC), pela sua disposição e colaboração nos ensaios de dilatometria.

Ao Técnico Rover Belo do laboratório de tratamento termomecânico do Departamento de Engenharia de Materiais da UFSCAR, pela colaboração na realização dos ensaios de torção a quente.

Ao Técnico Pedro Luiz Di Lorenzo do Laboratório de transformações de Fase da EESC, pela ajuda na realização de ensaios dilatométricos.

À Clarice Terui Kunioshi e ao Francisco José da Silva Neto do Laboratório de Microscopia Eletrônica do Departamento, pela ajuda na caracterização microestrutural com MEV e na realização de microanálise química com EDS.

Ao Antônio Joaquim do Departamento de Engenharia de Minas, pela ajuda na realização de microanálise química com WDS.

À Marilene Morelli Serna do Centro de Ciência e Tecnologia dos Materiais do Instituto de Pesquisas Energética e Nucleares, pela ajuda na realização de difração de raios X.

Ao Nildemar Aparecido Messias do Centro de Ciência e Tecnologia dos Materiais do Instituto de Pesquisas Energética e Nucleares, pela ajuda na caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de transmissão e difração de elétrons.

Ao Carlos Mario Garzón Ospina pela amizade, pelo seu espírito crítico e pelas contribuições para a realização deste trabalho.

Ao Roberto Luiz Silva Germano, Carlos Roberto Guinâncio, Sérgio Azambuja, Oséias Moraes Dominguez, Sandro Rosa Correia e Marcio Luis Almeida Cunha, colegas do Centro de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Nacional, pela ajuda para a realização deste trabalho e pelas frutíferas discussões.

Aos técnicos da oficina mecânica do Centro de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Nacional pelo apoio na elaboração de corpos de provas e na execução dos ensaios de laminação controlada.

À FAPESP pela bolsa de doutorado concedida (Processo N° 98/16266-8).

A todos os funcionários e técnicos do Departamento, em particular a José Rodrigues de Paula Filho e Cláudio Roberto dos Santos pela força na preparação metalográfica das amostras e à Bibliotecária Clélia Meguerdidchian, pela sua atenção.

Aos amigos do Departamento em especial aos colegas Edison Gustavo Cueva Galarraga, Adonias Ribeiro Franco Junior, Alejandro Toro Betancur, José Francisco dos Santos, Dairo Hernan Mesa, Claudia Patricia Ossa Orozco, Wanderson Santana da Silva, Osvaldo M. Cinto, Carlos Augusto Serna Giraldo e Clara Herrera pelo convívio no trabalho e pelos momentos inesquecíveis.

A mi casa de estudios el “Instituto Superior Politécnico José Antonio Echeverría” – CUBA y muy en especial a los profesores del Departamento de Tecnología de la Facultad de Ingenieria Mecánica, por todo lo aprendido, por la motivación y por las fructíferas discusiones de trabajo conjunto: sinceramente, muchas gracias.

A mi amiga cubana Maria Cristina More Farias por la confianza depositada y por establecer los contactos que hicieron posible mi estancia en este maravilloso país.

A mi coterráneo Guillermo Palmer Martín por la confianza y amistad, y por compartir las preocupaciones de estos cuatro años.

To Tanya Ross Yáñez from the University of Gent (Belgium) for the friendliness and for the interaction during all these years. I am thankful for your help.

A esas personas maravillosas que son Claudia Patrícia Serna Giraldo y Nelson Vanegas Molina, por la amistad incondicional.

A mis padres y hermanos por el ejemplo y la inspiración, por estar siempre a mi lado no importa cuándo y dónde.

À minha família brasileira pela constante preocupação e pelo calor humano nestes anos todos.

A todos os que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE TABELAS

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

LISTA DE SÍMBOLOS

RESUMO

ABSTRACT

1 INTRODUÇÃO.....	1
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	4
2.1 GENERALIDADES SOBRE OS AÇOS TRIP DE BAIXA LIGA.....	4
2.1.1 Definição dos aços TRIP de baixa liga.....	4
2.1.2 Critérios para a concepção de aços TRIP.....	5
2.1.2.1 Conceitos de Liga em aços TRIP.....	6
2.1.2.2 Processamento.....	9
2.1.2.3 Aspectos microestruturais do fenômeno de plasticidade induzida por transformação.....	14
2.1.2.4 Comportamento mecânico dos aços TRIP: uma comparação com outros materiais de recente desenvolvimento.....	19
2.2 FENÔMENOS METALÚRGICOS ASSOCIADOS À DEFORMAÇÃO A QUENTE.....	25
2.2.1 Recuperação estática.....	26
2.2.2 Recristalização estática.....	26
2.2.2.1 Cinética da recristalização estática.....	28
2.2.2.2 Tamanho de grão recristalizado estaticamente.....	33
2.2.3 Efeito do nióbio na recristalização estática.....	33
2.2.3.1 Solubilidade do nióbio na austenita.....	34
2.2.3.2 Cinética de Precipitação do Nb(C,N)	37
2.2.3.3 Interação entre a precipitação e a recristalização estática.....	38
2.2.4 Considerações sobre laminação controlada.....	41
2.3 TRANSFORMAÇÕES DE FASE POR RESFRIAMENTO CONTÍNUO.....	43
2.3.1 Cinética global das transformações de fase por resfriamento contínuo.....	43

2.3.2 Morfologia dos produtos de transformação da austenita em resfriamento contínuo.....	44
2.3.3 Cinética global da transformação de fase durante o tratamento isotérmico em temperaturas intermediárias.....	52
3 OBJETIVOS.....	56
4 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	58
4.1 MATERIAIS.....	58
4.2 PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	55
4.2 ESTUDO TERMODINÂMICO DAS LIGAS OBTIDAS.....	59
4.3 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS.....	59
4.3.1 Equipamento utilizado e corpos de prova.....	60
4.3.2 Ciclos térmicos de resfriamento contínuo.....	61
4.3.2.1 Interpretação dos resultados.....	62
4.3.3 Tratamentos isotérmicos no campo intercrítico.....	64
4.3.4 Simulação do resfriamento controlado contendo dois tratamentos isotérmicos consecutivos.....	66
4.4 ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE.....	67
4.4.1 Equipamento utilizado e corpos de prova.....	67
4.4.2 Simulação de múltiplas deformações com resfriamento contínuo para determinar a T_{NR}	69
4.4.2.1 Determinação da tensão média equivalente.....	71
4.4.2.2 Determinação da energia de deformação acumulada na austenita.....	73
4.4.3 Simulação de laminação controlada por torção a quente.....	74
4.5 LAMINAÇÃO CONTROLADA EM LAMINADOR DE LABORATÓRIO.....	78
4.5.1 Equipamento utilizado.....	78
4.5.2 Ciclos de tratamento termomecânico que foram simulados e dimensões dos corpos de prova.....	79
4.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	82
4.6.1 Medidas de tamanho de grão austenítico.....	83
4.6.2 Determinação da fração volumétrica de cada fase.....	84
4.6.3 Procedimentos de extração de réplicas de carbono.....	86
4.7 ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO.....	86

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	88
5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS INICIAIS.....	88
5.1.1 Caracterização microestrutural.....	88
5.2 DIAGRAMAS DE FASE.....	90
5.3 AVALIAÇÃO DOS CICLOS DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO A PARTIR DE ENSAIOS DILATOMÉTRICOS.....	95
5.3.1 Determinação de A_{c1} e A_{c3}	95
5.3.2 Estudo da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	96
5.3.2.1 Determinação de A_{r3} e A_{r1}	96
5.3.2.2 Resultados das medidas do tamanho de grão austenítico.....	96
5.3.2.3 Morfologia dos produtos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, obtidos por resfriamento contínuo.....	97
5.3.2.4 Sumário da morfologia das transformações de fase observadas por microscopia óptica.....	104
5.3.2.5 Medidas de dureza.....	107
5.3.2.6 Diagramas de resfriamento contínuo.....	109
5.3.2.7 Diagramas T_t vs T	115
5.4 TRANSFORMAÇÃO $g_{\text{®}}$ a DURANTE O TRATAMENTO INTERCRÍTICO.....	120
5.4.1 Considerações sobre a cinética de transformação.....	120
5.4.2 Cálculo da redistribuição de elementos substitucionais entre as fases durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	121
5.4.3 Cálculo da redistribuição de carbono entre as fases durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	123
5.4.4 Verificação experimental dos cálculos cinéticos.....	125
5.5 EFEITO DO TEMPO DE TRATAMENTO ISOTÉRMICO NO CAMPO BAINÍTICO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA.....	128
5.5.1 Caracterização microestrutural.....	128
5.5.1.1 Medidas de fração volumétrica de austenita retida.....	131
5.5.2 Relação entre o tempo de tratamento isotérmico e a fração volumétrica de austenita retida.....	132
5.6 ESTUDO DOS FENÔMENOS MICROESTRUTURAIS INDUZIDOS POR DEFORMAÇÃO NA CONDIÇÃO DE MÚLTIPLAS DEFORMAÇÕES.....	136
5.6.1 Determinação da T_{NR}	136

5.6.2 Efeito do tempo de interpasso nas temperaturas T_{NR} e A_{R3}	141
5.6.3 Determinação da energia de deformação acumulada na austenita.....	144
5.6.3.1 Efeito da composição química na energia de deformação acumulada	146
5.6.4 Análise microestrutural por microscopia eletrônica de transmissão.....	147
5.7 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA A PARTIR DE LAMINAÇÃO CONTROLADA POR RECRISTALIZAÇÃO ESTÁTICA SIMULADA POR TORÇÃO A QUENTE.....	150
5.7.1 Medidas de tamanho de grão austenítico.....	150
5.7.2 Caracterização microestrutural das amostras deformadas acima da T_{NR}	151
5.7.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica M_s	155
5.7.4 Discussão a respeito do efeito do tamanho de grão austenítico de partida na fração volumétrica de austenita retida.....	156
5.8 INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE DEFORMAÇÃO ACUMULADA NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA A PARTIR DE LAMINAÇÃO CONTROLADA CONVENCIONAL SIMULADA POR TORÇÃO A QUENTE.....	160
5.8.1 Medidas de tamanho de grão austenítico.....	160
5.8.2 Caracterização microestrutural das amostras deformadas abaixo da T_{NR}	161
5.8.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica M_s	163
5.8.4 Discussão a respeito do efeito da energia de deformação acumulada na fração volumétrica de austenita retida quando o material é deformado abaixo da T_{NR}	164
5.9 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS TIRAS LAMINADAS A QUENTE EM LAMINADOR DE LABORATÓRIO.....	167
5.9.1 Caracterização microestrutural das tiras obtidas através de LCRE.....	167
5.9.1.1 Tamanho de grão austenítico.....	167
5.9.1.2 Microestrutura característica.....	168
5.9.1.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica M_s	170
5.9.1.4 Efeito do refinamento de grão na redistribuição de elementos substitucionais durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$	172
5.9.2 Caracterização microestrutural das tiras obtidas através de LCC.....	174

5.9.2.1 Tamanho de grão austenítico.....	174
5.9.2.2 Microestrutura característica.....	175
5.9.2.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica Ms.....	176
5.10 PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	178
5.10.1 Transformação induzida por deformação.....	180
6 CONCLUSÕES.....	182
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	184
8 REFÊRENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	185
APÊNDICE	

LISTA DE TABELAS

	Pagina
Tabela 2.1 Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP, % Bleck (2002)	7
Tabela 2.2 Composição química dos aços estudados por (Hansen et al., 1980)	29
Tabela 2.3 Equações utilizadas para descrever a cinética da recristalização estática em aços microligados com Nb (Siciliano, 1999)	32
Tabela 2.4 Modelos de equações para descrever o tamanho de grão final recristalizado estaticamente (Siciliano, 1999)	33
Tabela 2.5 Simbologia e nomenclatura dos diferentes produtos ferríticos de decomposição da austenita (ISIJ, 1992)	50
Tabela 4.1 Composição química dos aços estudados (%).....	58
Tabela 4.2 Parâmetros do ensaio de torção a quente com múltiplas deformações.....	71
Tabela 4.3 Parâmetros para a simulação de laminação a quente controlada com recristalização estática.....	76
Tabela 4.4 Parâmetros para a simulação de laminação controlada convencional.....	77
Tabela 4.5 Parâmetros do resfriamento após a deformação.....	77
Tabela 4.6 Esquema nominal de reduções e parâmetros para a laminação controlada com recristalização estática.....	80
Tabela 4.7 Esquema nominal de reduções e parâmetros para a laminação controlada convencional.....	81
Tabela 4.8 Dimensões iniciais dos corpos de prova segundo as rotas de tratamento termomecânico ensaiadas.....	82
Tabela 5.1 Tamanho de grão austenítico (μm) e medidas de fração volumétrica (%) dos materiais no estado inicial.....	88
Tabela 5.2 Temperaturas A_{c1} e A_{c3} determinadas experimentalmente usando uma taxa de aquecimento de $0,25^{\circ}\text{C/s}$	95

Tabela 5.3 Temperaturas A_{r1} e A_{r3} de cada aço, determinadas experimentalmente usando uma taxa de resfriamento de $0,25^{\circ}\text{C/s}$	96
Tabela 5.4 Tamanhos de grão determinados experimentalmente para cada liga.....	97
Tabela 5.5 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-B.....	104
Tabela 5.6 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-D.....	105
Tabela 5.7 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-E.....	105
Tabela 5.8 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-F.....	106
Tabela 5.9 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-H.....	106
Tabela 5.10 Valores médios de dureza de cada aço, em função da taxa de resfriamento.....	107
Tabela 5.11 Temperaturas B_s e M_s , determinadas em ensaios de dilatométrica.....	118
Tabela 5.12 Temperatura M_s calculada através do modelo proposto por Gilmour et al. (1972).....	118
Tabela 5.13 Fração de austenita transformada durante o tratamento intercrítico e coeficientes de ajuste (b e n) da equação de Avrami.....	121
Tabela 5.14 Fração volumétrica de austenita retida (%) determinada por metalografia quantitativa e por difração de raios X.....	131
Tabela 5.15 Concentração de carbono na austenita retida e temperatura de início de reação martensítica calculados por equações empíricas.....	131
Tabela 5.16 Valores da T_{NR} e A_{R3} obtidos nas curvas de tensão média de escoamento em função da velocidade de resfriamento.....	140
Tabela 5.17 Energia de deformação acumulada na austenita após múltiplas deformações abaixo de T_{NR}	144
Tabela 5.18 Tamanhos de grão austenítico recristalizado medidos por metalografia quantitativa e calculados pelo modelo de Sellars (1990).....	150

Tabela 5.19 Resultados das medidas de f_{γ_r} e dos cálculos de C_{γ_r} e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânico de LCRE simulados por torção a quente.....	155
Tabela 5.20 Tamanhos de grão austenítico recristalizado medidos por metalografia quantitativa e calculados através do modelo de Yada et al. (1998) apud Jonas et al. (2001)	161
Tabela 5.21 Resultados das medidas de f_{γ_r} e dos cálculos de C_{γ_r} e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânicos de LCC simulados por torção a quente.....	164
Tabela 5.22 Tamanhos de grão austenítico medidos por metalografia quantitativa.....	168
Tabela 5.23 Fração volumétrica dos diferentes produtos de decomposição da austenita obtidos sob diferentes condições de laminação controlada com recristalização estática.....	170
Tabela 5.24 Resultados das medidas de f_{γ_r} e dos cálculos de C_{γ_r} e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânico de laminação controlada com recristalização estática.....	171
Tabela 5.25 Tamanhos de grão austenítico medidos por metalografia quantitativa, em função da deformação total nos três últimos passes.....	175
Tabela 5.26 Fração volumétrica dos diferentes produtos de decomposição da austenita obtidos sob diferentes condições de laminação controlada convencional.....	176
Tabela 5.27 Resultados das medidas de f_{γ_r} e dos cálculos de C_{γ_r} e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânico de laminação controlada convencional.....	177
Tabela 5.28 Propriedades mecânicas de tiras obtidas por laminação controlada por recristalização estática.....	178
Tabela 5.29 Propriedades mecânicas das tiras obtidas por laminação controlada convencional.....	179

LISTA DE FIGURAS

	Pagina
Figura 2.1 Esquema dos tratamentos termomecânicos desenvolvidos por Hansaki, (a) para estudar os efeitos do tamanho de grão austenítico, (b) para estudar os efeitos do Nb.....	10
Figura 2.2 Esquemas de resfriamento controlado para aços Dual Phase e TRIP, propostos por Bleck (2002)	12
Figura 2.3 Esquema do recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio, Bleck (2002)	13
Figura 2.4 Esquema que mostra a mudança da nucleação de martensita assistida por tensão para induzida por deformação, dependendo da tensão e da temperatura (Olson, 1984), (Bleck, 2002).....	16
Figura 2.5 Determinação da temperatura M_s^σ de aços TRIP de baixa liga, através do monitoramento do limite de escoamento em ensaios de resistência mecânica em temperaturas variadas, Katsama et al (2000) apud Bleck (2002)	17
Figura 2.6 Representação esquemática da transformação martensítica em função da aplicação de esforços tri-axiais, durante um ensaio de resistência a tração (De Meyer et al., 1999) apud (Bleck, 2002)	18
Figura 2.7 Relação entre a ductilidade e a resistência de várias categorias de materiais de alta resistência amplamente utilizados na estrutura dos automóveis modernos, comparado com aços inoxidáveis de alta resistência. (ULSAB-AVC, 2001).....	19
Figura 2.8 Evolução da resistência mecânica devido ao encruamento e ao envelhecimento (Bake hardenability) nos aços de alta resistência de última geração e nos aços Bake Hardening (Andrade et al., 2002).....	20
Figura 2.9 Variação do coeficiente de encruamento “n” com a deformação em aços DP, ARBL e TRIP (Andrade et al., 2002).....	21
Figura 2.10 (a) Curva esforço vs deformação para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%) contendo teores diferentes de austenita retida ensaiados a temperatura ambiente. (b) Curva de transição obtida por ensaio Charpy para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%).....	21

Figura 2.11 Comparação da energia absorvida durante ensaio de tração de várias categorias de materiais de alta a moderada resistência (sendo 1.4376 e 1.4301 aços inoxidáveis austeníticos; TRIP - aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP; DP 600-Dual Phase; ZStE250i e ZStE340 –aços microligados; H260B-Bake hardening; DC04 aço convencional), (Bleck e Shaael, 2000) apud (Bleck, 2002).....	22
Figura 2.12 Fotografia de um veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto, Insurance Institute for Highway Safety (2002).....	23
Figura 2.13 Comparação dos limites de escoamento e de resistência dos aços TRIP com os do aço de baixa liga convencional DC 04, em função da temperatura do ensaio (Bleck, 2002).....	24
Figura 2.14 Recristalização da austenita após 50% de redução (a) a 850°C, (b) a 900°C e (c) a 950°C (Hansen et al., 1980).....	30
Figura 2.15 Produto de solubilidade de carbonetos e de nitretos na austenita, (Musschenborn et al., 1995).....	35
Figura 2.16 Curvas de solubilidade de carbonitretos de Nb na austenita (Lafrance, 1977).....	36
Figura 2.17 Diagrama PTT para três condições da austenita: não deformada, pré-deformada e sobre-deformada (Weis e Jonas, 1979).....	37
Figura 2.18 Diagrama RPTT, onde T_0 e T_R são a temperatura de solubilização dos precipitados e a temperatura de máxima interação Precipitação-Recristalização, respectivamente (Hansen et al., 1980).....	39
Figura 2.19 Estratégias da laminação controlada de aços de baixa liga e alta resistência (Siciliano et al., 2000).....	42
Figura 2.20 Esquema para a classificação morfológica dos produtos bainítico do resfriamento contínuo (Bramfitt, 1990).....	47
Figura 2.21 Morfologias dos produtos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ em aços ARBL (Krauss et al., 1995).....	51
Figura 2.22 Representação da cinética global da transformação bainítica na presença do fenômeno de estase, (Reynold et al., 1990), (Reynold et al., 1991).....	54
Figura 4.1 Dimensões do corpo de prova para ensaios de dilatométrica, mm.....	60

Figura 4.2 Esquema dos ciclos térmicos de resfriamento contínuo.....	61
Figura 4.3 Método de superposição das curvas dL/L_0 vs $f(\theta)$ e $d(dL/L_0) / d\theta$ vs $f(\theta)$ para a determinação dos pontos críticos de início e fim de transformações de fase. As curvas mostradas correspondem ao aço TB, quando submetido a um ciclo de resfriamento com uma taxa de $0,5^\circ\text{C/s}$	62
Figura 4.4 Método tradicional para a determinação dos pontos críticos de início e fim de transformações de fase. As curvas mostradas correspondem ao aço TB, quando submetido a um ciclo de resfriamento com uma taxa de 1°C/s	63
Figura 4.5 Esquema que representa o tratamento isotérmico no campo intercrítico.....	64
Figura 4.6 Esquema que representa o resfriamento com tratamentos isotérmicos consecutivos.....	66
Figura 4.7 Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios de torção a quente, dimensões não indicadas em mm.....	69
Figura 4.8 Esquema utilizado para a simulação de múltiplas deformações com resfriamento contínuo.....	70
Figura 4.9 Curva característica de escoamento plástico corresponde ao aço TD, obtida por ensaios de torção a quente sob condição de múltiplas deformações, com deformação verdadeira por passe de 0,3, taxa de deformação 2 s^{-1} e tempo entre passes de 10 s.....	72
Figura 4.10 Dependência da tensão média de escoamento com o inverso da temperatura absoluta correspondente ao aço TD, usando tempo interpasse de 10 s, taxa de resfriamento interpasse de 3°C/s , deformação verdadeira de 0,3 por passe e taxa de deformação de 2 s^{-1}	72
Figura 4.11 Representação esquemática da energia de deformação acumulada do aço TRIP-E, deformação verdadeira de 0,3, taxa de deformação de 2 s^{-1} e tempo de interpasse de 10 s.....	73
Figura 4.12 Esquema para a simulação de laminação controlada por recristalização estática.....	75
Figura 4.13 Esquema para a simulação de laminação controlada convencional.....	76
Figura 4.14 Representação esquemática dos ciclos de tratamento termomecânicos estudados.....	79

Figura 4.15 Corpo de prova utilizado nos ensaios de resistência a tração, dimensões em mm.....	86
Figura 5.1 Microestrutura dos materiais no estado inicial, mostrando a presença de estrutura ferrítico-perlítica. a) Aço TRIP-B, b) Aço TRIP-D, c) Aço TRIP-E, d) Aço TRIP-F, e) Aço TRIP-H. (MO), reagente: Nital 2%.....	89
Figura 5.2 (a) Isopletras Fe – C para a composição química do aço TRIP-E. (b) Detalhe do campo intercrítico para concentrações mais baixas de carbono.....	90
Figura 5.3 Isopletras Fe-Mn (a) e Isopletras Fe-Si (b), para a composição química do aço TRIP-E.....	91
Figura 5.4 Variação da solubilidade do Nb na austenita em função da concentração de carbono, de acordo com modelos experimentais e com cálculos termodinâmicos.....	92
Figura 5.5 Frações de fases em equilíbrio em função da temperatura.....	93
Figura 5.6 Variação de solubilidade do C (a), Mn (b) e do Si (c) na austenita e na ferrita no intervalo entre A_{R3} e A_{R1}	94
Figura 5.7 MEV identificando a presença de ferrita poligonal e perlita resfriados com taxa de 0,25°C/s. (a) Aço TRIP-B, (b,c) Aço TRIP-D, (d,e) Aço TRIP-E, (f) Aço TRIP-F e (g,h) Aço TRIP-H. Reagente, Nital 2%.....	98
Figura 5.8 MEV identificando a presença de ferrita massiva acompanhada por ferrita de Widmanstätten e perlita por resfriamento contínuo. (a, b) Aço TRIP-B (1,0°C/s), (c) Aço TRIP-E (2,5°C/s) e (d) Aço TRIP-H (2,5°C/s). Reagente, Nital 2%.....	99
Figura 5.9 MEV mostrando a presença de ferrita do tipo α_q acompanhada de plaquetas de ferrita de Widmanstätten, bainita e martensita nos aços TRIP-D e (a) e TRIP-E (b), quando resfriados com taxas de 5°C/s. (c) micrografia do aço TRIP-H mostrando a presença de ferrita α_q , ferrita de Widmanstätten, perlita e bainita, quando resfriado com taxa de 4°C/s. (d, e, f) descrevem a morfologia do aço TRIP-F, quando resfriado com taxa de 2,5°C/s. Reagente, Nital 2%.....	100
Figuras 5.10 MEV mostrando a presença de ferrita quasi-poligonal, bainita e martensita utilizando uma taxa de resfriamento contínuo de 10°C/s. (a) Aço TRIP-B, (b) Aço TRIP-D, (c) Aço TRIP-E, (d) Aço TRIP-F e (e) Aço TRIP-H. Reagente, Nital 2%.....	101

Figura 5.11 MEV mostrando a presença de bainita e martensita utilizando altas taxas de resfriamento contínuo. (a) Aço TRIP-B (35,0°C/s), (b) Aço TRIP-D (40,0°C/s), (c) Aço TRIP-E (40,0°C/s), (d) Aço TRIP-F (20,0°C/s) e (e) Aço TRIP-H (40,0°C/s). Reagente, Nital 2%.....	102
Figura 5.12 MEV mostrando a presença de martensita por resfriamento contínuo utilizando taxas de 60°C/s. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente, Nital 2%.....	103
Figura 5.13 Variação da dureza em função da taxa de resfriamento, e de acordo com a composição química dos aços. (a) Aços TRIP com teores variáveis de silício, (b) Aços TRIP com teores variáveis de manganês.....	108
Figura 5.14 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-B (Fe-1,5Mn-1,0Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.....	109
Figura 5.15 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-D (Fe-1,0Mn-1,5Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.....	110
Figura 5.16 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-E (Fe-1,5Mn-1,5Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.....	111
Figura 5.17 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-F (Fe-2,0Mn-1,5Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.....	112
Figura 5.18 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-H (Fe-1,5Mn-2,0Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.....	113
Figura 5.19 Diagramas de resfriamento contínuo T_t vs T^* do aço TRIP-B (Fe-1,5Mn-1,0Si).....	115
Figura 5.20 Diagramas de resfriamento contínuo T_t vs T^* do aço TRIP-D (Fe-1,0Mn-1,0Si).....	116
Figura 5.21 Diagramas de resfriamento contínuo T_t vs T^* do aço TRIP-E (Fe-1,5Mn-1,5Si).....	116
Figura 5.22 Diagramas de resfriamento contínuo T_t vs T^* do aço TRIP-F (Fe-2,0Mn-1,0Si).....	116
Figura 5.23 Diagramas de resfriamento contínuo T_t vs T^* do aço TRIP-H (Fe-1,5Mn-2,0Si).....	117
Figura 5.24 Efeito do manganês (a) e do silício (b) nas temperaturas de transformação A_{R3} , B_s e M_s	119

Figura 5.25 Curvas que representam a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide durante transformação isotérmica a 700 e 750 °C até 900 s.....	120
Figura 5.26 Comparação entre a variação de fração de ferrita transformada, determinada por dilatometria e calculada usando DICTRA ®.....	121
Figura 5.27 Perfis de concentração de manganês entre as fases α e γ em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico por 900 s a 700°C (a) e 750°C (b).....	122
Figura 5.28 Perfis de concentração de silício entre as fases α e γ em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico por 900 s a 700°C (a) e 750°C (b).....	122
Figura 5.29 Perfis de concentração de carbono entre as fases α e γ em diferentes condições de recozimento intercrítico.....	123
Figura 5.30 Perfil de concentração do Mn entre as fases α e γ , a 800°C.....	124
Figura 5.31 Seqüência do processamento de imagens utilizando o KS 300 para determinar a fração volumétrica de ferrita.....	125
Figura 5.32 MEV representando as linhas para as medidas da concentração de Mn e Si na interface α/γ . Ferrita pró-eutetóide precipitada em contorno de grão e martensita após tratamento intercrítico a 700°C por 180s.....	126
Figura 5.33 Perfis de Mn (a) e de Si (b) medidos por EDS em amostras do aço TRIP-E submetidas a tratamento intercrítico a 700°C por 180 s.....	127
Figura 5.34 Perfil de C por WDS na interface α/γ em amostras do aço TRIP-E submetidas a tratamento intercrítico a 700°C por 180 s.....	127
Figura 5.35 Microestruturas e difratogramas de raios X dos aços TRIP-D (a), TRIP-E (b) e TRIP-H (c), após tratamento isotérmico no campo bainítico com tempo de 180 s. Reagente: Le Pêra.....	129
Figura 5.36 MEV mostrando a presença de partículas grossas de martensita no aço TE após tratamento isotérmico a 400°C por tempo de 180 s. MEV. Reagente: Nital 2%.....	130
Figura 5.37 Efeito do tempo da reação bainítica na fração volumétrica de austenita retida (a) e na concentração de carbono (b).....	132
Figura 5.38 Efeito do manganês e silício na cinética da reação bainítica durante tratamento isotérmico a 400°C por tempo de 180 s.....	133

Figura 5.39 Efeito da concentração de carbono contido na austenita retida na temperatura de início da reação martensítica, calculado pela Equação 4.10	134
Figura 5.40 Variação da fração dos constituintes em função do tempo de reação bainítica a 400°C em um aço 0,4% C – 1,5% Si – 0,8% Mn, Matzumura et al. (1987)	135
Figura 5.41 Dependência da tensão média de escoamento com o inverso da temperatura absoluta para o aço TRIP-D, sob deformação de 0,3 por passe, taxa de deformação de 2 s ⁻¹ e taxa de resfriamento interpasse de 1°C/s (a), 2 °C/s (b) e 3 °C/s (c).....	137
Figura 5.42 Dependência da tensão média de escoamento com o inverso da temperatura absoluta para o aço TRIP-E, sob deformação de 0,3 por passe, taxa de deformação de 2 s ⁻¹ e taxa de resfriamento interpasse de 1°C/s (a), 2 °C/s (b) e 3 °C/s (c).....	138
Figura 5.43 Dependência da tensão média de escoamento com o inverso da temperatura absoluta para o aço TRIP-E, sob deformação de 0,3 por passe, taxa de deformação de 2 s ⁻¹ e taxa de resfriamento interpasse de 1°C/s (a), 2 °C/s (b) e 3 °C/s (c).....	139
Figura 5.44 Influência do tempo de interpasse e da concentração de nióbio na temperatura de não recristalização.....	141
Figura 5.45 Intervalos de dependência da T _{NR} com o tempo de interpasse em um aço 0,04% C – 0,07% Nb – 0,01% N (Bai et al., 1993).....	142
Figura 5.46 Influência do tempo de interpasse e da composição química na temperatura A _{R3}	143
Figura 5.47 Relação entre a energia de deformação acumulada por passes e o tempo de interpasse nos aços TRIP-D (a), TRIP-E (b) e TRIP-H (c).....	145
Figura 5.48 Influência da composição química na energia de deformação acumulada.....	146
Figura 5.49 Imagens de campo claro mostrando a precipitação no aço TRIP-D, após múltiplas deformações com resfriamento contínuo usando tempo de interpasse de 10 s (a), 15 s (b) e 30 s(c).....	148
Figura 5.50 Imagens de campo claro (a), campo escuro (b) e diagrama de difração de elétrons (c) de precipitados de carbonitreto de nióbio NbCN no aço TRIP-D, após múltiplas deformações com resfriamento contínuo usando um tempo de interpasse de 10 s.....	149

Figura 5.51 Imagens obtidas através de ataque colorido e difratogramas das amostras deformadas com $\epsilon_T = 2,6$, destacando a presença de ferrita poligonal, bainita, austenita retida e regiões de martensita-austenita. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente: Le Pêra.....	152
Figura 5.52 Micrografia do constituinte MA observado por MEV, após o tratamento termomecânico de LCRE com $\epsilon_T = 2,6$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente: Nital 2%.....	153
Figura 5.53 Micrografia óptica mostrando o efeito do tamanho de grão austenítico na morfologia da transformação bainítica. (a,b,c) correspondem ao aço TRIP-D, (d,e,f) ao aço TRIP-E e (g,h,i) ao aço TRIP-H, quando deformados com ϵ_T de 2,6, 5,3 e 9,5, respectivamente. Reagente: Nital 2%.....	154
Figura 5.54 (a,b) Relação entre a fração volumétrica de austenita retida (γ_r) e a , concentração de carbono ($C-\gamma_r$) com o grau de deformação no esquema de LCRE simulado por torção a quente. (b) Relação entre a temperatura M_s com a concentração de carbono contida na austenita retida.....	157
Figura 5.55 MEV mostrando a presença de ferrita, bainita e martensita nas amostras deformadas com $\epsilon_T = 2,1$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H.....	162
Figura 5.56 Micrografias obtidas por microscopia óptica identificando a presença de perlita após tratamento termomecânico com $\epsilon_T = 2,25$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E, (c) Aço TRIP-H. Reagente: Nital 2%.....	163
Figura 5.57 (a,b) Relação entre a fração volumétrica de austenita retida (γ_r) e a , concentração de carbono ($C-\gamma_r$) com o grau de deformação no esquema de LCC. (b) Relação entre a temperatura M_s com a concentração de carbono contido na austenita retida.....	165
Figura 5.58 MEV mostrando os contornos de grão austeníticos no aço TRIP-D. (a) sequência de sete passes com grau de deformação 0,2 por passe, (b) sequência de sete passes com grau de deformação 0,3 por passe, (c) sequência de sete passes com grau de deformação 0,4 por passe.....	167
Figura 5.59 MEV correspondente ao aço TRIP-H identificando a presença de ferrita pró-eutetóide, bainita e locais de perlita, quando submetido a laminação controlada com recristalização estática. (a) $\epsilon_T=1,4$, (b) $\epsilon_T=2,8$. Reagente: Nital 2%.....	168
Figura 5.60 Microestrutura do aço TRIP-E quando submetido a laminação controlada por recristalização estática, com grau de deformação total variável. (a) $\epsilon_T=1,4$, (b) $\epsilon_T=2,1$, (c) $\epsilon_T=2,8$. Reagente: Nital 2%.....	169

Figura 5.61 Perfil de manganês na interface α/γ no aço TRIP-E, submetido a laminação controlada com recristalização estática. (a) $\varepsilon_T = 2,1$, (b) $\varepsilon_T = 9,5$	172
Figura 5.62 Perfil de carbono na interface a/g no aço TRIP-E quando submetido a laminação controlada por recristalização estática com $\varepsilon_T = 2,1$	173
Figura 5.63 Microestrutura dos aços após laminação controlada convencional com $\varepsilon_T=2,25$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente: Nital 2%	174
Figura 5.64 Micrografia de campo claro, correspondente ao aço TRIP-D com deformação total $\varepsilon_T = 1,95$, e padrão de difração de elétrons em área selecionada identificando a presença de precipitados de Nb(CN).....	176
Figura 5.65 Curvas σ vs ε , caracterizando o comportamento mecânico dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-E quando submetidos a laminação controlada por recristalização estática.....	178
Figura 5.66 Curvas σ vs ε , caracterizando o comportamento mecânico dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-E quando submetidos a laminação controlada convencional.....	179
Figura 5.67 Variação da fração volumétrica da austenita retida em função da deformação.....	180

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	– Aços de última geração de alta resistência.
BH	– Bake- Hardening.
CP	– Aços complex phase.
CSN	– Companhia siderúrgica nacional.
DH	– Aços dual phase.
EDS	– Energy dispersive spectrometry
HSLA	– Aços de alta resistência e baixa liga.
HSS	– Aços de alta resistência.
IF	– Aços livres de intersticiais.
IS	– Aços isotrópicos.
ISIJ	– The iron and steel institute of Japan.
LCC	– Laminação controlada convencional.
LCCR	– Laminação controlada por recristalização estática.
LVDT	– Transdutor diferencial de variação linear.
MART	– Aços martensíticos.
MEV	– Microscopia eletrônica de varredura.
MO	– Microscopia óptica.
PTT	– Precipitação-tempo-temperatura.
RC	– Resfriamento contínuo.
RTT	– Recristalização-tempo-temperatura.
RPTT	– Recristalização –precipitação-tempo-temperatura.
TRIP	– Aços com plasticidade induzida por transformação.

TTM – Tratamento termomecânico.

TTT – Temperatura- tempo-transformação.

ULSAB - – Ultra light steel auto body - advanced vehicle concepts.
AVC

ULSAB – Ultra light steel auto body.

WDS – Wave-length dispersive spectrometry

LISTA DE SÍMBOLOS

α	– Ferrita.
γ	– Austenita.
σ_1	– Tensão de tração aplicada.
τ	– Tensão de cisalhamento, paralela ao plano de habito da transformação de austenita para martensita.
σ	– Tensão normal, perpendicular ao plano de habito de austenita para martensita.
T_{NR}	– Temperatura de não recristalização.
A_{R3}	– Temperatura de início da transformação de fase de austenita para ferrita durante o resfriamento.
A_{R1}	– Temperatura final da transformação de fase de austenita para ferrita durante o resfriamento.
M_s	– Temperatura de início da transformação martensítica.
M_s^σ	– Temperatura de transição da transformação martensítica, de assistida por tensão para induzida por deformação.
M_d	– Temperatura em que a transformação martensítica induzida por deformação é suprimida.
r_i	– Raio crítico de precipitados.
n_v	– Fração volumétrica de precipitados.
T_c	– Temperatura de coalescimento dos grãos.
K_s	– Produto de solubilidade dos diferentes compostos (carbonetos, nitretos e carbonitretos).
P	– Pressão hidrostática.
$t_{0,5}$	– Tempo correspondente a uma fração recristalizada de 0,5.
$t_{0,05}$	– Tempo correspondente a uma fração recristalizada de 0,05.
d_{rec}	– Tamanho de grão recristalizado.

R_s	– Curva de início da recristalização.
R_f	– Curva de final da recristalização.
P_s	– Curva de início da precipitação.
P_f	– Curva de final da precipitação.
B_1	– Ferrita acicular com precipitados entre ripas.
B_2	– Ferrita acicular com partículas entre as ripas ou filmes.
B_3	– Ferrita acicular com constituintes de ilhas discretas.
B_1^c	– Cementita.
B_1^z	– Carboneto epsilon.
B_2^c	– Cementita.
B_2^a	– Austenita.
B_2^m	– Martensita.
B_3^a	– Austenita.
B_3^m	– Martensita.
B_3^p	– Perlita.
σ_γ	– Limite de escoamento da austenita.
α'	– Martensita.
α_p	– Ferrita poligonal.
α_q	– Ferrita quasi-poligonal.
α_w	– Ferrita de Widmanstätten.
α_b	– Ferrita bainítica.
α_B^o	– Ferrita bainítica.
α_B	– Bainita granular.
α'_m	– Martensita cúbica escorregada.

$\alpha'M$	– Martensita.
$\alpha'TM$	– Martensita auto-revenida.
γ_r	– Austenita retida.
θ	– Partículas de cementita.
B	– Bainita.
Bu	– Bainita superior.
Bi	– Bainita inferior.
P'	– Perlita degenerada.
P	– Perlita.
MA	– Constituinte martensita-austenita.
f^α	– Fração transformada de austenita para ferrita.
T_{RI}	– Temperatura de recozimento intercrítico.
t_{RI}	– Tempo de recozimento intercrítico.
t_{IS}	– Tempo de tratamento isotérmico ou tempo de reação bainítica.
T_{IS}	– Temperatura de tratamento isotérmico no campo bainítico.
σ_{eq}	– Tensão equivalente.
ϵ_{eq}	– Deformação equivalente.
T	– Temperatura, em °C.
t	– Tempo em segundos (s).
ϵ	– Grau de deformação verdadeira.
$\dot{\epsilon}$	– Taxa de deformação, s ⁻¹ .
T_i	– Temperatura do passe inicial.
T_f	– Temperatura do passe final.
n	– Número de passes.

t_{int}	– Tempo interpasse.
V_{RI}	– Velocidade de resfriamento interpasse.
V_{A}	– Velocidade de aquecimento.
$\overline{s}_{eq}$	– Tensão média de escoamento.
$D'G_v^s$	– Energia de deformação acumulada.
V_1	– Velocidade de resfriamento após a última deformação.
V_2	– Velocidade de resfriamento após o recozimento intercrítico.
V_3	– Velocidade de resfriamento após o tratamento isotérmico no campo bainítico.
ε_v (acum)	– Deformação verdadeira acumulada.
ε_{5-7}	– Deformação verdadeira por passe nos passes 5 ao 7.
ε_T	– Deformação verdadeira total ou deformação verdadeira acumulada.
RE-I	– Esquema de LCRE com deformação verdadeira por passe de 0,2.
RE-II	– Esquema de LCRE com deformação verdadeira por passe de 0,3.
RE-III	– Esquema de LCRE com deformação verdadeira por passe de 0,4.
C-I	– Esquema de LCC com deformação verdadeira de 0,25 nos três últimos passes.
C-II	– Esquema de LCC com deformação verdadeira de 0,3 nos três últimos passes.
C-III	– Esquema de LCC com deformação verdadeira de 0,35 nos três últimos passes.
h_e	– Espessura de entrada.
h_s	– Espessura de saída.
r	– Grau de redução por passe.
r acum.	– Grau de redução acumulada.
a_o	– Parâmetro de rede da austenita retida.

$f_{\gamma r}$	– Fração volumétrica de austenita retida.
$C_{\gamma r}$	– Concentração de carbono contida na austenita retida.
$Mn_{\gamma r}$	– Concentração de manganês contida na austenita retida.
A_{C1}	– Temperatura de início da transformação de fase durante o aquecimento.
A_{C3}	– Temperatura final da transformação de fase durante o aquecimento.
B_s	– Temperatura de início da reação bainítica.
T_t-T	– Temperatura de transformação-Taxa de resfriamento.
NbC	– Carboneto de nióbio.
$Nb(CN)$	– Carbonitreto de nióbio.
T_{FD}	– Temperatura final de deformação.
ε	– Alongamento (%).
σ	– Tensão (MPa).
LR	– Limite de resistência à tração.
LE	– Limite de escoamento.
A_T	– Alongamento total.
RE	– Relação elástica.
n	– Coeficiente de encruamento.

RESUMO

Estudou-se a cinética das transformações de fase em resfriamento contínuo e em tratamentos isotérmicos de cinco ligas de aços TRIP microligados com Nb, contendo teores variáveis de Mn e Si, através de ensaios dilatométricos, de caracterização morfológica dos produtos de transformação e de cálculos termodinâmicos e simulações numéricas usando os programas Thermocalc ® e Dictra®. Foram determinados os diagramas RC para a transformação da austenita, e foi estudada a influência da precipitação de ferrita pró-eutetóide e de bainita na fração volumétrica de austenita retida.

Através dos diagramas de resfriamento contínuo foi possível delimitar a extensão do campo intercrítico dos cinco aços analisados, com determinação da janela de resfriamento e seus intervalos de temperaturas. Isso permitiu projetar os ciclos de resfriamento controlado a serem aplicados durante o processamento termomecânico dos Aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H.

Os cálculos pelo modelo numérico de redistribuição de carbono e de elementos substitucionais na interface α/γ , bem como as medidas de microanálise química por WDS e EDS permitiram verificar que a taxa de crescimento da ferrita pró-eutetóide é controlada pela difusão do carbono na austenita. Para tempos curtos de tratamento, o modelo de crescimento que melhor se ajusta é o do equilíbrio local com partição negligível de soluto.

Verificou-se através de tratamentos isotérmicos no campo bainítico, que o silício atrasa a precipitação de carbonetos durante a reação bainítica, o que justifica o aumento da estabilidade da austenita retida no aço de maior Si (TRIP-H), quando comparado com o aço de menor Si (TRIP-E).

Baseado nos resultados dos estudos das transformações de fase por resfriamento contínuo foram selecionadas as ligas TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H, para simular dois esquemas de laminação controlada por meio de ensaios de torção a quente. Nesses

ensaios foram variados o grau de deformação e a temperatura de acabamento, de modo a estudar os efeitos dos parâmetros de deformação mecânica na fração transformada dos diferentes constituintes microestruturais, e em particular na fração volumétrica de austenita retida. O primeiro ensaio refere-se à laminação controlada por recristalização estática (LCRE) e o segundo à laminação convencional (LCC), com temperatura de acabamento de 1030°C e 850°C, respectivamente. O resfriamento consistiu em dois tratamentos isotérmicos consecutivos: o primeiro no campo intercrítico $\gamma + \alpha$, e o segundo no campo bainítico.

O aumento do grau de deformação na simulação por torção a quente da laminação controlada por recristalização estática, levou a um aumento da porcentagem de austenita retida obtida durante o resfriamento controlado (de 9 a 14,0 %).

O acúmulo de energia de deformação abaixo da T_{NR} na simulação do processo de laminação controlada convencional provocou uma diminuição da fração volumétrica de austenita retida bem como da concentração de carbono contido nela.

Os perfis de Mn e C obtidos a partir de análises químicas com EDS e WDS em amostras do aço TRIP-E, deformadas com $\epsilon_T=2,1$ e $\epsilon_T=2,8$, mostram a contribuição do refinamento de grão para a difusão destes elementos na frente da interface γ/α , durante a precipitação de ferrita pró-eutetóide.

ABSTRACT

The phase transformation kinetics of five Nb microalloyed Si-Mn TRIP steels was studied under continuous cooling and isothermal treatments, using dilatometric techniques, morphologic characterization, Thermocalc computational thermodynamics and Dictra numerical simulation. WDS and EDS X-ray microanalysis and Dictra numerical modeling of C, Mn and Si distribution during transformation showed that the reaction is carbon diffusion controlled and growth occurs under local equilibrium with negligible partition.

CCT diagrams for austenite transformation were determined and the effect of the amount of proeutectoid ferrite and bainite precipitation on the volume fraction of retained austenite was also estimated. The CCT diagrams allowed determining the boundaries of the critical zone and the processing window to obtain bainite plus austenite microstructures. Based on this information cooling cycles were selected to perform thermomechanical treatments.

Three TRIP steels were selected to simulate, in a hot torsion testing machine, two different controlled rolling sequences: Recrystallization Controlled Rolling and Conventional Controlled Rolling. The influence of the degree of deformation and the finishing temperature on the amount of retained austenite was studied. After rolling the cooling cycle comprised two isothermal treatments, one in the $\gamma + \alpha$ field and the other in the bainitic field.

Increasing the strain during simulation of Recrystallization Controlled Rolling led to an increase in the volume fraction of retained austenite to the range 9 to 14 %. The energy stored during simulation bellow T_{NR} of the Conventional Controlled Rolling led to a decrease in the volume fraction and in the carbon content of retained austenite.

The Mn and C contents measured by EDS and WDS analysis of Trip-E steel, showed that grain refinement due to recrystallization contributes to diffusion of these elements in front of the γ/α interface during precipitation.

1 INTRODUÇÃO

A metalurgia física de materiais ferrosos continua sendo um campo ativo e frutífero, dentro do qual o aço continua sendo a liga metálica mais amplamente usada e objeto de estudo e desenvolvimento de intensas pesquisas, embora algumas vezes seja considerado um material “antigo” ou “em decadência”.

A pesquisa sobre a metalurgia física dos aços, desenvolvida há mais de um século, ainda não permitiu uma compreensão completa da física que controla os processos e as propriedades desses materiais convencionais. A existência de diferentes formas alotrópicas do ferro e de múltiplos mecanismos de transformação de fase confere ao aço uma enorme versatilidade, exibindo uma variedade muito rica de microconstituintes e uma ampla gama de propriedades que podem ser exploradas industrialmente.

A indústria automotiva é certamente um dos setores chave que exige melhorias contínuas das propriedades dos aços ali empregados. Nos últimos anos, o principal objetivo deste setor vem sendo a redução do peso dos veículos de modo a reduzir o consumo de combustível e, portanto, a emissão de gases que contribuem ao chamado efeito estufa (**Giralt, 1999**). A preocupação crescente com a segurança e requisitos crescentes de resistência ao impacto fazem parte do novo conceito de veículo a ser desenvolvido nos próximos anos (**Andrade et al., 2002**). O desafio a ser enfrentado para otimizar o peso da estrutura do veículo é, sem dúvida, o desenvolvimento de aços com elevada resistência mecânica sem comprometimento de sua conformabilidade.

O projeto *Ultra Light Steel Auto Body – ULSAB* sob a liderança da *Porsche Engineering* com 35 companhias siderúrgicas de 18 países é testemunha dos benefícios dos Aços de Alta Resistência – *HSS* nas estruturas dos automóveis, destacando-se entre estes os Aços Isotrópicos – *IS*, Livres de Intersticiais – *IF*, *Bake-Hardening* – *BH* e os Aços de Alta Resistência e Baixa Liga – *HSLA* (**Andrade et al., 2000**). Este projeto, finalizado em 1998, foi avaliado satisfatoriamente em relação ao índice de segurança “*Star Rating*”, conseguindo consumo de combustível

entre 22,2 km/l na versão gasolina a 31,5 km/l na versão diesel, e custo de fabricação do automóvel entre US\$ 9.200 e US\$ 10.200 (**Andrade et al., 2000**).

Na continuação do projeto *ULSAB*, o novo programa *ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concepts)* adota uma visão holística para o desenvolvimento de uma arquitetura nova e avançada para uma família de veículos de porte médio, feita somente com aços de alta resistência, com um protótipo disponível para o ano 2004. Já este novo projeto propõe a aplicação de novos tipos de aços *HSLA*, os chamados “aços de última geração de alta resistência” – *AHSS* entre os quais encontram-se os aços *Dual Phase – DH*, de Plasticidade Induzida por Transformação – *TRIP*, *Complex Phase – CP*, e os aços Martensíticos – *MART*. Os aços *AHSS* são materiais multifásicos que podem conter na microestrutura ferrita, martensita, bainita, e/ou austenita retida, em função dos elementos de liga e o processamento utilizados (**Andrade et al., 2002**).

Os aços *TRIP* oferecem um compromisso atraente entre resistência e ductilidade devido à sua microestrutura complexa, que associa ferrita pró-eutetóide, bainita e frações significativas de austenita retida, gerada ao final de um esquema de tratamento térmico específico. A exploração do efeito *TRIP* como um mecanismo particular de deformação constitui um dos aspectos chave do processamento destes materiais. O efeito *TRIP* resulta da transformação martensítica induzida por deformação a partir da austenita metaestável. Esta transformação constitui um mecanismo de endurecimento por deformação que evita a ocorrência de deformações localizadas, aumentando o alongamento uniforme e a taxa de encruamento. Simultaneamente resulta em uma maior absorção de energia no ensaio de impacto.

No entanto, há vários aspectos das transformações de fase por resfriamento contínuo e da transformação martensítica resultante do efeito *TRIP*, que ainda precisam ser elucidados. Apesar disso, várias rotas de processamento de aços *TRIP* vêm sendo utilizadas ou ao menos discutidas dependendo do produto (**Bleck, 2002**). A produção de tiras a quente destes aços é ainda um problema de pesquisa atual. Muitos estudos vêm sendo desenvolvidos com o objetivo de otimizar os esquemas de tratamentos

termomecânicos para a obtenção desses aços, prestando-se especial atenção à estratégia do resfriamento controlado para obter a microestrutura e as propriedades mecânicas desejadas.

Neste trabalho realizou-se um estudo das transformações de fase por resfriamento contínuo de uma família de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb, com ênfase nas transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e em bainita obtidas por tratamento isotérmico, a partir dos diagramas de resfriamento contínuo traçados com o auxílio de dilatometria. São discutidos os efeitos de algumas alternativas tecnológicas de laminação a quente na microestrutura e propriedades mecânicas destes aços, por meio da combinação dos ensaios de torção a quente e de laminação controlada.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 GENERALIDADES SOBRE OS AÇOS TRIP DE BAIXA LIGA

2.1.1 Definição dos aços TRIP de baixa liga

As primeiras observações sobre o aumento inesperado da conformabilidade como consequência de uma transformação austenita – martensita, foram feitas por Günther Wassermann no Instituto de Metalurgia Kaiser-Wilhelm em Berlim no ano 1937, **Wassermann (1937) apud Bleck (2002)**. Ele notou que era possível obter valores mais altos de alongamento durante ensaios mecânicos em ligas de Fe-50%Ni. **Zackay et al. (1967)** descreveram como essa transformação de austenita para martensita favorece o aumento da ductilidade em aços austeníticos de alta resistência e chamaram a este efeito como “Plasticidade Induzida por Transformação” (TRIP).

Muitas pesquisas sobre o uso técnico do efeito TRIP foram realizadas nos anos 70, principalmente focalizadas aos aços inoxidáveis austeníticos. Posteriormente, na década de 80, foi proposto que esse efeito poderia ocorrer em aços de baixa liga, quando houvesse uma certa quantidade de austenita retida metaestável formando parte da microestrutura.

As primeiras observações de austenita retida na microestrutura de um aço Dual Phase ferrítico-martensítico, foram reportadas por **Furukawa et al., (1979) apud Matsumura et al., 1987**. Anos mais tarde **Tomita et al., (1984) apud Matsumura et al., (1987)** obtiveram abundantes quantidades de austenita retida em aços contendo ao redor de 2% de silício, através de um tratamento que consiste em duas etapas em temperaturas diferentes, promovendo no segundo deles a reação bainítica.

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, submetido a um tratamento de recozimento entre A_{R3} e A_{R1} , seguido de um tratamento isotérmico no campo bainítico, e concluíram que para obter os valores mais altos de alongamento é necessário o incremento da fração volumétrica de austenita retida bem como da sua

estabilidade, até um determinado limite. O resultado deste estudo criou as bases para o desenvolvimento de novas pesquisas em aços de baixa liga e alta resistência.

Desde o início da década de 90, várias pesquisas (**Sugimoto et al., 1992**), (**Hanzaki et al., 1995**), (**Sugimoto et al., 1995**), (**Hanzaki et al., 1997**), (**Girault et al., 1999**) e (**Bleck, 2002**) verificaram o efeito TRIP a partir da metaestabilidade da austenita retida, em aços multifásicos de baixa liga contendo concentrações mais altas de Si e Mn (entre 1,0 e 2,5 %). Na maioria desses trabalhos a denominação mais freqüentemente utilizada foi: “Aço TRIP” ou “Aços Assistidos pelo Efeito TRIP” – (*TRIP-assisted steels*).

A elevada estabilidade da austenita retida nos aços TRIP de baixa liga é consequência da sua elevada concentração de carbono. Isso é possível por meio de um tratamento de austenitização intercristica, de modo a obter uma estrutura duplex composta por ferrita pró-eutetóide e austenita, seguido de um tratamento isotérmico na faixa de temperatura da bainita superior, onde a austenita intercristica transforma-se em ferrita bainítica entremeada de filmes e/ou ilhas de austenita retida. Em ambas as reações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) o enriquecimento da austenita se dá por partição de carbono, chegando a alcançar concentrações acima de 1,5%, o que torna possível o ponto de início da transformação martensítica (M_s) abaixo da temperatura ambiente.

2.1.2 Critérios para a concepção dos aços TRIP

A concepção de novas ligas está sempre associada às exigências e aos contínuos desafios do mercado do aço. Quando se combina um bom projeto de liga com um processamento termomecânico adequado, conseguem-se inúmeras combinações de propriedades, tais como: alta resistência associada à ductilidade, tenacidade e conformabilidade, em decorrência da coexistência de diferentes constituintes microestruturais.

Esta revisão objetiva mostrar algumas considerações sobre a composição química, processamento, microestrutura e propriedades dos aços multifásicos assistidos pelo efeito TRIP que são destaques nas pesquisas dos últimos anos.

2.1.2.1 Conceitos de Liga em aços TRIP

Os elementos de liga desempenham um importante papel na estabilidade termodinâmica e na cinética das transformações de fase. Eles promovem ou retardam estas transformações, atuando sobre seus pontos críticos de início e fim. Foi mostrado recentemente, por **van der Zwaag (2002)** e por **Enomoto (2002)**, em uma discussão baseada nos mecanismos atômicos que governam a reação bainítica em aços TRIP, que a maioria dos elementos de liga substitucionais, tais como Cr, Si, Mn, Mo, Al, etc., tanto formadores como não formadores de carbonetos, diminuem a temperatura de início da reação. Além disso, o excesso de segregação local destes elementos na frente da interface α/γ é o responsável pela lenta cinética da transformação bainítica.

Kinsman et al., (1967) sugeriram que tal segregação tem um duplo efeito na cinética global da reação bainítica: ela diminui a mobilidade da interface e diminui a difusividade do carbono; este efeito é conhecido como efeito duplo de arraste de soluto. Os elementos de liga substitucionais são, também, os responsáveis pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida.

Muitas vezes podem aparecer microadições de elementos de liga fortemente formadores de carbonetos e/ou nitretos, principalmente o Nb, V e Ti, responsáveis pelo refinamento de grão austenítico durante a laminação controlada, proporcionando um mecanismo de endurecimento ao material.

Em relação aos aços assistidos pelo efeito TRIP, numerosas composições químicas foram desenvolvidas e vêm sendo avaliadas nos últimos anos, com a finalidade de ajustar sua microestrutura e obter as combinações de propriedades mecânicas desejadas. Algumas dessas composições estão resumidas na **Tabela 2.1**.

Tabela 2.1 Composições químicas de aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP, % **Bleck (2002).**

Grau	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,50	1,50	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,50	0,10	1,80	-	-	-
Mn-P	0,15	2,00	-	-	0,03	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,50	0,30	1,20	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,50	0,60	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,50	1,50	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,50	0,60	-	-	-	0,06

O carbono é o principal elemento de liga pelo qual todas as transformações de fase são notavelmente afetadas e através do qual a microestrutura final e as propriedades mecânicas são controladas. A concentração de carbono é o mais importante dos fatores de que depende a estabilidade da austenita, o que torna possível a presença de austenita retida na temperatura ambiente. Entretanto, outras exigências tais como a soldabilidade limitam o teor de carbono a valores em torno de 0,25 %.

Além do carbono, outros elementos de liga como o manganês e o silício têm um papel importante no controle da cinética das transformações de fase e em particular na estabilidade da austenita (**Sakuma et al., 1991**). Ambos os elementos aumentam a resistência do material através do endurecimento por solução sólida.

Em particular, o Mn é um elemento estabilizador de austenita que diminui a temperatura de início de transformação A_{R3} . Além disso, aumenta a solubilidade do carbono na austenita o que torna possível o enriquecimento em carbono desta fase.

O Mn pode substituir o Fe na formação de precipitados do tipo $(Fe,Mn)_3C$, que podem dar origem a partículas de austenita ricas em Mn que requerem menor concentração de carbono para se estabilizar a temperatura ambiente (**Bleck, 2002**).

Também, deve ser levado em conta o efeito inibidor do Mn na formação da ferrita durante o resfriamento, uma vez que este minimiza um possível enriquecimento de carbono desta fase (**Bleck, 2002**).

Adições de Si promovem a formação de ferrita pró-eutetóide durante o resfriamento. Por outro lado, teores de até 1,5% de Si retardam ligeiramente a reação perlítica, **(Abramowits, 1970); (Gorni, 1989)**.

O Si repele fortemente o C em solução sólida na austenita, aumentando a difusão deste elemento na ferrita. Desse modo, sendo o silício um elemento pouco solúvel na cementita, a precipitação de carbonetos é retardada ou inibida durante a formação da bainita, favorecendo a segregação de átomos de carbono da ferrita para a austenita remanescente. Isto pode ser explicado através do fenômeno de reação incompleta que se dá durante a transformação bainítica em aços TRIP com altos teores de silício, que será abordado posteriormente.

Entretanto, o Si é também um elemento que pode ser oxidado durante o recozimento, comprometendo a qualidade superficial de produtos planos laminados a quente e a qualidade do revestimento do aço laminado a frio. Conseqüentemente, o alumínio tem sido proposto como alternativa para a substituição parcial ou completa do silício **(Speer et al., 2002); (Bleck, 2002)**.

O alumínio é, também, formador de ferrita e, apesar de não ser solúvel na cementita, apresenta um efeito mais fraco na supressão da formação de carbonetos, quando comparado com o Si **(Giralt et al., 2001)**. Devido ao baixo potencial de endurecimento por solução sólida, o alumínio sempre é usado em combinação com conteúdos mais altos de carbono ou em combinação com fósforo. Como desvantagem do uso do alumínio, pode-se mencionar o aumento acentuado da temperatura Ms.

O fósforo é usado quando a adição de alumínio e silício tem que ser limitada. Baixas concentrações de fósforo (menores que 0,1%) são suficientes para retardar a cinética de precipitação de carbonetos de ferro e conferir um claro aumento na resistência do material; trata-se de um elemento muito efetivo no endurecimento por solução sólida. Os efeitos benéficos do fósforo podem somente ser consumados junto ao silício ou

ao alumínio. Se a adição de fósforo excede uma certa quantidade, o fósforo pode segregar para os contornos de grão e deteriorar a ductilidade (**Bleck, 2002**).

Sendo o nióbio um elemento fortemente formador de carbonetos, ele atua como refinador de grão. Durante as transformações da austenita em ferrita pró-eutetóide e para ferrita bainítica, a taxa de nucleação desses microconstituintes é muito aumentada, levando a um enriquecimento maior de C na austenita remanescente nessas transformações, favorecendo à estabilidade da mesma. Isso leva a uma maior conformabilidade, devido ao aumento do efeito TRIP associado à austenita remanescente.

Por outro lado, a presença do nióbio em solução sólida pode favorecer o enriquecimento de carbono da austenita, contribuindo notavelmente na sua estabilidade (**Bleck et al., 1998**).

2.1.2.2 Processamento

Os melhoramentos mais recentes do processamento de aços têm permitido a produção de aços de última geração de alta resistência com excelente desempenho na estampagem. Apesar disso as chapas de aços de baixa liga com plasticidade induzida por transformação se encontram em um estágio inicial de desenvolvimento.

Atualmente, várias rotas de processamento já estão em uso ou vêm sendo cogitadas, dependendo se o produto final seja laminado a quente, laminado a frio e/ou galvanizado. A produção de tiras a quente de aços multifásicos de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP constitui, ainda, um problema atual de pesquisa. Até agora, a maior parte das atividades de pesquisa esteve concentrada em estudar os efeitos dos parâmetros do resfriamento contínuo, após um ciclo de tratamento termomecânico ou como parte do recozimento após a laminação a frio, de modo a obter uma microestrutura final multiconstituída, contendo suficiente fração volumétrica de austenita retida, para garantir o efeito TRIP posterior.

Por outro lado, os autores variaram a temperatura final da deformação investigando o efeito do nióbio em solução sólida ou na forma de precipitado sobre a cinética da recristalização da austenita após a deformação, e sobre os efeitos que isto traz na cinética das transformações de fase durante o resfriamento e na fração volumétrica de austenita retida, segundo mostra a **Figura 2.1 (b)**.

A diminuição da temperatura do tratamento termomecânico no aço com Nb promove a precipitação de Nb(CN) e diminui a fração volumétrica de austenita retida. Além disso, fica claro nesses trabalhos o papel retardador do Nb na reação da austenita para ferrita pró-eutetóide, na formação de perlita, e na inibição da reação bainítica a baixas temperaturas. Contudo, esses estudos não oferecem informações suficientes sobre o comportamento microestrutural destes aços quando submetidos a uma seqüência de deformação mecânica com resfriamento contínuo, como realmente acontece em um trem de tiras a quente.

Em outros trabalhos **Hanzaki et al., (1997)** abordaram a influência das condições do resfriamento no comportamento microestrutural nas ligas citadas anteriormente. Desta vez, foram pré-estabelecidas as mesmas condições de deformação (adotando um esquema de tratamento termomecânico como na **Figura 2.1 (a)**) e variadas as temperaturas e tempos de reação da ferrita pró-eutetóide (por meio de um tratamento entre as temperaturas A_{R1} e A_{R3}) e da ferrita bainítica (por meio de um tratamento nas faixas de temperaturas entre 300 e 500°C). Eles concluíram que, aumentando-se a quantidade de ferrita, a fração volumétrica da austenita retida atinge os valores mais altos – em torno de 10%. O aumento da estabilidade da austenita retida foi atribuído ao enriquecimento em carbono da austenita intercrítica durante a formação de ferrita pró-eutetóide. Também provaram que, aumentando o tempo de reação bainítica, há um aumento da fração volumétrica de austenita retida. Esses aumentos na fração volumétrica de austenita retida ocorreram a 400°C.

Recentemente, **Bleck (2002)** ressaltou os principais aspectos da estratégia do resfriamento contínuo para o desenvolvimento de aços multifásicos laminados a

quente. Segundo ele, a microestrutura e as propriedades mecânicas podem ser ajustadas durante o resfriamento após laminação, em que a velocidade de resfriamento é variável, e durante a etapa de bobinamento. Nesse contexto, o esquema de resfriamento proposto para a produção de tiras a quente de aços TRIP aparece representado na **Figura 2.2**, onde é comparado com o esquema estabelecido para a produção de aços Dual Phase.

Figura 2.2 Esquemas de resfriamento controlado para aços Dual Phase e TRIP, propostos por **Bleck (2002)**.

Para os aços Dual Phase a taxa de resfriamento deve ser baixa o suficiente de modo a possibilitar que aproximadamente 85% da austenita transforme-se em ferrita, ocorrendo um enriquecimento de carbono da austenita remanescente. Ao mesmo tempo a taxa de resfriamento deve ser alta o suficiente para evitar a formação de perlita e bainita e garantir a formação de martensita durante o bobinamento a temperaturas baixas. Portanto, neste esquema é necessário inserir um tratamento na faixa de temperaturas intercríticas de modo a ter-se controle da cinética de formação máxima da ferrita.

Para aços TRIP de baixa liga é aplicada uma taxa de resfriamento ainda mais baixa, uma vez que a formação da ferrita é atrasada devido ao efeito dos elementos de liga e às concentrações mais altas de carbono. Da mesma forma que ocorre nos aços Dual

Phase, nos aços TRIP é necessário um controle na velocidade de resfriamento na mesa de acabamento do laminador de modo a obter entre 50 e 60% de ferrita pró-eutetóide. Entretanto, nos aços TRIP é necessário que o bobinamento seja realizado na faixa de temperaturas da formação de bainita (ao redor de 400 a 500°C), para obter entre 25 a 40% de bainita entremeada de 5 a 15% de austenita retida (**Hulka, et al., 2001**); (**Bleck et al., 2001**).

A austenita retida é metaestável uma vez que o enriquecimento de carbono da austenita remanescente das transformações ferríticas (pró-eutetóide e bainítica) desloca a temperatura de início de formação de martensita para temperaturas menores que a ambiente.

Quando se trata de laminação a frio é necessário que o estado de partida dos aços TRIP apresente elevada ductilidade, dado pela presença de uma microestrutura constituída por ferrita e perlita. Essa microestrutura origina-se da aplicação de uma temperatura de bobinamento muito alta, ao redor de 700°C, segundo **Bleck (2002)**. Após a laminação a frio a chapa de aço é submetida a um tratamento térmico que costuma ser realizado nas linhas de recozimento contínuo ou nas linhas de galvanização por imersão a quente.

Figura 2.3 Esquema do recozimento intercrítico aplicável a aços TRIP laminados a frio, **Bleck (2002)**.

Esse tratamento térmico após à laminação a frio é constituído por duas etapas, sendo a primeira um recozimento intercrítico na faixa de temperaturas entre 780 e 880 °C, seguido de um resfriamento rápido até atingir a faixa de temperatura entre 350 e 500°C onde a maior parte da austenita é transformada em bainita, seguido de um resfriamento ao ar, como representado no esquema da **Figura 2.3**.

A microestrutura depois do recozimento intercrítico contém uma percentagem aproximadamente igual de ferrita e austenita, mas ao contrário da microestrutura dos aços TRIP laminados a quente, parte da ferrita já estava na microestrutura antes do recozimento sendo que outra parte formou-se durante o resfriamento a partir da temperatura intercrítica. De um modo geral, as frações volumétricas dos diferentes produtos de transformação, obtidas através do recozimento intercrítico (após a laminação a frio), são análogas às obtidas nos aços multifásicos laminados a quente.

2.1.2.3 Aspectos microestruturais do fenómeno de plasticidade induzida por transformação.

O controle da transformação de austenita retida metaestável em martensita durante a deformação plástica é um dos aspectos mais importantes para definir o comportamento mecânico dos aços multifásicos de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP. Em geral isso requer que a deformação seja realizada acima da temperatura de início da transformação martensítica, mas abaixo de uma temperatura que caracteriza a instabilidade mecânica da fase austenítica.

Durante o resfriamento contínuo até a temperatura ambiente, a austenita pode se transformar espontaneamente em martensita caso não esteja suficientemente enriquecida em carbono, sem a necessidade de deformação. Geralmente, os sítios preferenciais de nucleação são os defeitos do reticulado cristalino, tais como lacunas, discordâncias, defeitos de falha de empilhamento e maclas. Nestes sítios existem certos arranjos atômicos metaestáveis favoráveis para a nucleação da martensita, os quais poderiam ser transformados em martensita estável, através de vibrações térmicas dos átomos, ou mesmo por tensões aplicadas (**Nishiyama, 1978**). Os

defeitos do reticulado que se encontram perto dos contornos de grãos tendem a migrar para estes lugares, diminuindo conseqüentemente o número de sítios de nucleação próximos aos contornos. Além disso, o crescimento das placas de martensita é impedido pelos contornos de grãos. Isso mostra que materiais com grãos finos tendem a apresentar uma forte estabilização da austenita (**Petty, 1970**); (**Nishiyama, 1978**).

A aplicação de tensões ou deformações produz um aumento na quantidade de defeitos cristalinos na austenita, especialmente do número de discordâncias, o que serviria para aumentar o número de sítios para o início da transformação martensítica. A deformação plástica excessiva pode, entretanto, estabilizar mecanicamente a austenita e suprimir a transformação, já que um aumento na densidade de discordâncias poderia, de início, provocar um aumento dos sítios potenciais de nucleação, mas muita deformação poderia introduzir restrições ao crescimento dos núcleos, em decorrência das tensões internas produzidas.

Esse efeito de estabilização também pode ser provocado pela deformação plástica devido à acomodação das tensões em torno de uma placa de martensita formada, sem a aplicação de forças externas, (**Petty, 1970**); (**Machlin et al., 1971**); (**Porter et al., 1987**) e (**Xie et al., 1993**).

Acima da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) a austenita pode se transformar em martensita sob deformação. De acordo com a **Figura 2.4** as temperaturas M_s^σ e M_d (sob aplicação de tensão ou quando deformada) são normalmente usadas para descrever a estabilidade da austenita, visto que elas definem a resistência que o material oferece à transformação na presença de tensão ou de deformação. A temperatura M_s^σ é aquela na qual a natureza da transformação da austenita retida em martensita muda de assistida por tensão para induzida por deformação.

Entre M_s e M_s^σ (trecho AB) a nucleação é originada somente por esforços do tipo elástico, e ocorre em muitos sítios onde poderia ser originada por resfriamento

(abaixo de M_s), tais como: subestruturas de deformação e configurações de discordâncias, etc.

Figura 2.4 Esquema que mostra a mudança da nucleação de martensita assistida por tensão para induzida por deformação, dependendo da tensão e da temperatura, (Olson, 1984); (Bleck, 2002).

Na temperatura M_s^σ a tensão necessária para iniciar a transformação martensítica é igual ao limite de escoamento da austenita (ponto B). Acima desta temperatura (trecho BC) a austenita é deformada e a nucleação da martensita é induzida por deformação plástica, sendo que a tensão correspondente, permanece aproximadamente constante (início do trecho BC). Neste caso, a nucleação da martensita dependerá da formação de novos sítios, os quais aparecem como produto das interações entre as discordâncias. As interseções das bandas de cisalhamento na austenita metaestável têm-se mostrado como sítios efetivos para a nucleação da martensita induzida por deformação. As bandas de cisalhamento podem se apresentar na forma de martensita ϵ' , maclas mecânicas, ou grupos densos de defeitos de falhas de empilhamento, (Olson et al., 1975).

Quando se atinge a temperatura M_d , a transformação de austenita em martensita é suprimida devido à estabilidade mecânica da austenita nessa temperatura. Por razões práticas, a temperatura M_{d30} é definida como a temperatura na qual 30% de deformação pode induzir uma transformação de 50 % de austenita em martensita. Esta temperatura é amplamente usada para descrever a estabilidade de aços inoxidáveis austeníticos (Vasilakos, 1999) apud (Bleck, 2002).

Figura 2.5 Determinação da temperatura M_s^σ de aços TRIP de baixa liga, através do monitoramento do limite de escoamento em ensaios de resistência mecânica em temperaturas variadas, Katsama et al. (2000) apud Bleck (2002).

Katsama et al. (2000) apud Bleck (2002) determinaram a estabilidade da austenita retida, em aços TRIP de baixa liga, a partir das medidas da temperatura M_s^σ durante ensaios de resistência a tração, variando a temperatura do ensaio entre 50 e -70°C , e monitorando o limite de escoamento 0,2 % em função da temperatura do ensaio. A temperatura M_s^σ é definida pela transição do limite de escoamento do material, de contínuo (sem patamar de escoamento) para descontínuo (com patamar de escoamento), atingindo valores entre 30 e 40°C , como mostrado na **Figura 2.5**.

Em aços TRIP de baixa liga, a estabilidade da austenita também depende consideravelmente da geometria e da orientação dos planos atômicos no reticulado cristalino (Bleck et al., 2001). Uma vez que a transformação de austenita em martensita é acompanhada por uma expansão de volume, a austenita será estabilizada pela presença de uma pressão hidrostática no reticulado. Estima-se que o efeito da tensão hidrostática diminua a temperatura M_s aproximadamente 10°C por cada 100 MPa.

A transformação da martensita sob tensão pode ser explicada pelo esquema da **Figura 2.6**, que mostra uma porção do volume de martensita (α') que se forma na austenita (γ) circundada por grãos vizinhos de ferrita (α) e ferrita bainítica (α_b) (De Meyer et al., 1999) apud (Bleck, 2002).

Figura 2.6 Representação esquemática da transformação martensítica em função da aplicação de esforços tri-axiais, durante um ensaio de resistência a tração, (De Meyer et al., 1999) apud (Bleck, 2002).

Quando há ausência de pressão hidrostática (P), a transformação da austenita retida em martensita sob uma tensão de tração aplicada (σ_1) deve-se a uma tensão de cisalhamento (τ) paralela ao plano de hábito e a uma tensão normal (σ) perpendicular a este. Na ausência da tensão de tração, a pressão hidrostática diminui a temperatura M_s devido à tensão de cisalhamento τ ser igual a zero e a dilatação ser suprimida. Uma interação entre a tensão de tração e a pressão hidrostática não muda a tensão de cisalhamento, portanto, a austenita retida é sujeita a um estado de tensão com uma razão de cisalhamento-dilatação mais alta que irá suprimir a transformação, mas

promoverá o deslocamento por deslizamento na austenita (De Meyer et al., 1999) apud (Bleck, 2002).

2.1.2.4 Comportamento mecânico dos aços TRIP: uma comparação com outros materiais recentemente desenvolvidos.

Apesar dos desafios inerentes ao controle dos parâmetros de processamento, para atingir a microestrutura multifásica, os aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP oferecem combinações de resistência e ductilidade mais altas que os aços Dual Phase. Uma comparação entre as propriedades mecânicas de uma variedade de famílias de aços de alta resistência, assim como de ligas típicas de alumínio e magnésio, aplicadas nas estruturas dos automóveis, são mostradas na **Figura 2.7**, ilustrando os atributos favoráveis dos aços TRIP.

Figura 2.7 Relação entre a ductilidade e a resistência de várias categorias de materiais de alta resistência amplamente utilizados na estrutura dos automóveis modernos, comparado com aços inoxidáveis de alta resistência (ULSAB-AVC, 2001).

Outro aspecto importante é o aumento da resistência após a conformação e a pintura - Bake Hardenability. Conforme a **Figura 2.8**, enquanto o aumento da resistência mecânica devido ao envelhecimento (Bake Hardening) tende a diminuir com o

aumento da deformação nos aços Bake Hardening, ocorre o oposto nos aços Dual Phase, TRIP, e Martensíticos (**Andrade et al., 2002**).

Figura 2.8 Evolução da resistência mecânica devido ao encruamento e ao envelhecimento (Bake hardenability) nos aços de alta resistência de última geração e nos aços Bake Hardening (**Andrade et al., 2002**).

Por outro lado, observa-se na **Figura 2.9** a notável taxa de encruamento característica dos aços TRIP 400/600, quando comparados com os aços Dual Phase 350/600 e com um aço convencional ARBL 350/450. O maior valor do coeficiente de encruamento “n” dos aços TRIP e DP permitem que esses materiais absorvam mais energia que o aço ARBL convencional.

Em particular, a austenita retida desempenha um importante papel no aumento da absorção de energia nos aços multifásicos. **Matlock et al. (2001)** determinaram uma correlação entre a fração volumétrica de austenita retida com o comportamento mecânico de dois aços de baixa liga contendo teores variáveis de Si, sendo 0,32% para o Aço 1 e 0,76% para o Aço 2. Ambos os aços foram submetidos a um tratamento de recozimento intercrítico seguido de um tratamento isotérmico no campo bainítico, obtendo-se uma fração de austenita retida de 4% no aço com menor

silício e de 23% no aço com teor de silício mais alto. O resultado desse trabalho aparece representado na **Figura 2.10 (a, b)**

Figura 2.9 Variação do coeficiente de encruamento “n” com a deformação em aços DP, ARBL e TRIP (Andrade et al., 2002).

Figura 2.10 (a) Curva esforço vs deformação para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%) contendo teores diferentes de austenita retida ensaiados a temperatura ambiente. (b) Curva de transição obtida por ensaio Charpy para aços de baixo silício (0,32%) e alto silício (0,76%).

De acordo com a **Figura 2.10 (a)** o aço com maior fração volumétrica de austenita retida exibe um limite de escoamento um pouco mais baixo e um aumento significativo do limite de resistência, quando comparado com o aço que contém menor fração de austenita. Essa combinação de propriedades no aço de alto teor de Si, com 23% de austenita retida, pode ser atribuída à transformação martensítica induzida por deformação **Matlock et al. (2001)**.

O efeito da presença de austenita retida na absorção de energia durante ensaio Charpy é mostrado na **Figura 2.10 (b)**, indicando que o aço que contém maior fração volumétrica de austenita retida (Si = 0,73%) possui maior capacidade de absorção de energia no ensaio de impacto.

Recentemente **Bleck (2002)** comparou as curvas características esforço versus deformação de diferentes chapas de aços e determinou a energia total absorvida a partir dessas curvas até um alongamento uniforme, obtendo diferenças características entre diferentes categorias de aços, como se indica na **Figura 2.11**.

Figura 2.11 Comparação da energia absorvida durante ensaio de tração de várias categorias de materiais de alta a moderada resistência (sendo 1.4376 e 1.4301 aços inoxidáveis austeníticos; TRIP - aços de baixa liga assistidos pelo efeito TRIP; DP 600-Dual Phase; ZStE250i e ZStE340 –aços microligados; H260B-Bake hardening; DC04 aço convencional), (**Bleck et al., 2000**) apud (**Bleck, 2002**).

Em geral, os aços inoxidáveis austeníticos metaestáveis 1.4301 e 1.4367 apresentam os valores mais altos de energia armazenada observados em chapas de aço. Dentro

dos aços de baixa liga e alta resistência, os aços com microestrutura multifásica assistidos pelo efeito TRIP exibem os valores mais altos de absorção de energia.

Na Europa, o critério decisivo para a fabricação da estrutura dos carros modernos é a segurança. Isso pode ser alcançado utilizando-se aços de alta resistência especialmente adequados para a absorção de energia durante a aplicação de cargas dinâmicas, como por exemplo, durante um impacto provocado por colisão. Por esta razão é necessário que durante a fabricação destas partes nem toda a austenita esteja transformada, deixando uma quantidade significativa para a transformação durante o impacto e absorção da energia no evento de uma colisão. Isso é avaliado através do desempenho dos veículos em testes de impacto, como mostrado na **Figura 2.12**.

Figura 2.12 Fotografia de um veículo submetido a cargas dinâmicas em um ensaio de impacto, **Insurance Institute for Highway Safety (2002)**.

Outro aspecto importante nos aços TRIP é a forte dependência que se observa entre o endurecimento por deformação e a temperatura. O endurecimento por deformação torna-se mais baixo com a elevação da temperatura, o que pode ser parcialmente atribuído ao fenômeno de escoamento plástico ativado termicamente, estando de acordo com os níveis de resistência esperados.

De acordo com a **Figura 2.13**, a resistência à tração é um pouco mais afetada pela temperatura do que o limite de escoamento. O comportamento do limite de escoamento como uma função da temperatura de ensaio não se desvia muito daquele dos aços convencionais, e pode ser explicado pelos efeitos do escoamento plástico ativado termicamente, enquanto que a plasticidade induzida pela transformação parece ter um impacto sensível sobre a resistência à tração (**Bleck et al., 2001**); (**Bleck, 2002**).

Figura 2.13 Comparação dos limites de escoamento e de resistência dos aços TRIP com os do aço de baixa liga convencional DC 04, em função da temperatura do ensaio (**Bleck, 2002**).

O pronunciado endurecimento por deformação dos aços TRIP, junto com a dependência das propriedades mecânicas com a temperatura constituem um especial interesse para aplicação industrial, mas ainda com muitos pontos científicos em aberto.

2.2 FENÔMENOS METALÚRGICOS ASSOCIADOS À DEFORMAÇÃO A QUENTE

Os fenômenos metalúrgicos associados à deformação a quente dos materiais metálicos têm sido, por quase meio século de trabalho, o objeto de estudo de vários grupos de pesquisa ao redor do mundo. Dentro desses fenômenos encontram-se o encruamento, a recuperação e a recristalização.

O encruamento é um dos mecanismos que contribui para o aumento da resistência dos materiais, devido ao aumento da densidade de discordâncias durante a deformação plástica.

Entretanto, os fenômenos de recuperação e de recristalização são processos de restauração microestrutural onde, por um lado, o material encruado readquire a sua microestrutura original e, por outro lado, restaura total ou parcialmente as suas propriedades mecânicas, atingindo valores semelhantes aos apresentados antes da deformação.

Os processos de recuperação e de recristalização podem ser classificados como dinâmicos, quando ocorrem durante a deformação, ou estáticos, quando ocorrem após a deformação ou nos intervalos entre deformações. Ambos os processos são controlados tanto pelas condições de laminação impostas (tempo entre passe, grau, taxa e temperatura de deformação) como pelas características próprias do material (Energia de Defeito de Empilhamento – EDE e a composição química, principalmente as microadições de Nb, V e Ti).

Dentro desta seção serão abordados alguns dos aspectos teóricos mais relevantes que guardam relação com os fenômenos de recuperação e de recristalização estática, bem como com a precipitação induzida por deformação, e que são de maior interesse para o desenvolvimento deste trabalho.

2.2.1 Recuperação estática

A recuperação estática inicia-se imediatamente após a interrupção da deformação sem a necessidade de um tempo de incubação. Do mesmo modo que ocorre na recuperação dinâmica, na recuperação estática ocorre um rearranjo local de discordâncias que dá origem a uma estrutura celular e de subgrãos.

Nesse tipo de estrutura celular as paredes das células são as regiões com alta concentração de discordâncias e circundam as áreas de baixa densidade de discordâncias, que são conhecidas como núcleo das células. Em seguida as discordâncias interagem entre si, através da aniquilação mútua entre as discordâncias de sinais opostos e do alinhamento de discordâncias de mesmo sinal. Este processo, conhecido como poligonização, dá origem aos contornos de pequeno ângulo (**Hull, 1975**).

A formação de contornos de pequeno ângulo está associada à EDE do material. Quanto maior for a EDE mais fácil será a movimentação de discordâncias. De acordo com isso, as fases com alta EDE tais como a ferrita, podem apresentar intensa recuperação, entretanto, as fases com baixa EDE como a austenita, apresentam uma recuperação bastante limitada, favorecendo a ocorrência do processo de recristalização subsequente.

Além disso, a taxa de recuperação depende de outros fatores como a quantidade de deformação, a taxa de deformação e a temperatura imposta. Temperaturas menores e taxas de deformação maiores podem conduzir a uma maior energia de deformação armazenada e, conseqüentemente, será maior a força motriz para que ocorra a recuperação (**Sellars, 1981**).

2.2.2 Recristalização estática

A recristalização estática é um mecanismo de restauração da microestrutura que ocorre comumente após a deformação a quente dos aços. Este processo envolve a

migração de contornos de alto ângulo e a liberação da energia armazenada durante a deformação, através da aniquilação de discordâncias.

Durante a recristalização estática os novos grãos originam-se do crescimento de subgrãos formados durante a recuperação do material encruado, e que servem de núcleo para a recristalização. A força motriz para a migração dos subgrãos é decorrente da diferença de densidade de discordâncias entre o interior do núcleo de recristalização e o material restante. O crescimento de subgrãos ocorre em contornos de grãos pré-existent, inclusões ou partículas de segunda fase, bandas de deformação no interior dos grãos e intersecções de maclas. Uma característica comum destes locais é que eles são regiões de intensa distorção do reticulado (**Padilha et al., 1996**). A presença de inclusões ou partículas de segunda fase provoca uma concentração de discordâncias ao seu redor, o que promove a migração de contornos de subgrãos nas vizinhanças.

Freqüentemente grãos vizinhos podem ter diferentes tamanhos de subgrãos, o que proporciona o crescimento do grão que possui células maiores em direção ao grão com células menores, isso é conhecido como migração de contornos de alto ângulo. A força motriz para essa migração é fornecida pela diferença de energia existente entre os grãos, através dos contornos de pequeno ângulo dos subgrãos. A energia resultante de um contorno formado a partir de dois subcontornos pode ser menor do que a soma das energias dos dois subcontornos. Este processo pode ocorrer mediante uma sucessão de migrações até que se desenvolva um contorno de alto ângulo que possa ser considerado um núcleo de grão recristalizado (**Cotterill et al., 1976**); (**Padilha et al., 1996**).

Por outro lado, o crescimento dos subgrãos formados na estrutura encruada se dá através da eliminação de contornos comuns, através da rotação do reticulado e do movimento das discordâncias, diminuindo desta forma a energia livre do sistema. Como resultado disso, a desorientação pode-se tornar maior. Dois pares de subgrãos coalescidos podem, então, sofrer um coalescimento adicional, produzindo um grão

recristalizado definido por contornos de alto ângulo (Li, 1962); (Padilha et al., 1996).

De acordo a abordagem anterior, definem-se três mecanismos de nucleação para a recristalização estática:

- o crescimento de subgrãos;
- a migração de contornos de subgrãos;
- o coalescimento de subgrãos.

Os dois primeiros mecanismos são bastante similares porque ambos envolvem migração de contornos e exigem que a orientação do novo grão recristalizado seja uma componente da textura do material encruado. Por outro lado, se a nucleação ocorre por coalescimento, o novo grão pode ter uma orientação que difere de qualquer componente da textura do metal encruado, desde que este se forme pela rotação de subgrãos (Li, 1962); (Cotterill et al., 1976); (Padilha et al., 1996).

2.2.2.1 Cinética da recristalização estática

A cinética do processo de recristalização estática é muito parecida com a cinética das transformações de fase que são decorrentes de um tratamento isotérmico, pois ambas podem ser descritas em termos de uma taxa de nucleação e de uma taxa crescimento.

A cinética da recristalização estática pode ser descrita através de uma equação do tipo Avrami (1939) – Johnson-Mehl (1939), como uma função do tempo requerido para atingir um certo nível de recristalização, sendo que:

$$X = 1 - \exp \left[-A \cdot \left(\frac{t}{t_f} \right)^n \right] \quad (\text{Eq.2.1})$$

onde: t_f é o tempo necessário para obter uma dada fração recristalizada f , A é definido como $-\ln(1-f)$ e n é o expoente do tempo.

Para descrever a cinética da recristalização estática em aços de baixo carbono, **Hansen et al. (1980)** submeteram cinco aços de composições químicas diferentes (**Tabela 2.2**) a esquemas de deformação de um passe, variando a temperatura de deformação, por meio de ensaios de laminação.

Tabela 2.2 Composição química dos aços estudados por **Hansen et al. (1980)**.

Aço	C	Mn	Si	P	S	Nb	Al	N
1	0,11	1,3	0,25	0,009	0,003	<0,005	0,017	0,0085
2	0,11	1,35	0,26	0,008	0,004	0,031	0,023	0,010
3	0,10	1,24	0,23	0,010	0,004	0,095	0,014	0,010
4	0,10	1,32	0,25	0,009	0,003	0,21	<0,010	0,010
5	0,11	1,99	0,23	0,007	0,004	0,029	0,026	0,010

A fração volumétrica de austenita recristalizada resultante deste estudo, em função do tempo, é mostrada na **Figura 2.14** para os tratamentos pós-laminação a 850, 900 e 950°C.

Considerando as curvas de recristalização vs tempo da **Figura 2.14**, observa-se que o nióbio retarda a cinética de recristalização da austenita em todas as temperaturas pós-laminação empregadas pelos pesquisadores. Entretanto, utilizando uma temperatura de solubilização mais baixa e, por consequência, um reduzido teor de nióbio em solução anterior à deformação (**Figura 2.14(c)**), a cinética de recristalização a 950°C aumenta drasticamente no aço 2, embora a velocidade seja ainda menor do que a do aço isento de nióbio (aço 1).

Os resultados anteriores indicam que a quantidade de nióbio em solução no aço 2, anterior à laminação, está abaixo de um nível crítico necessário para um maior retardamento da recristalização a 950°C. Aparentemente, o teor de 0,031%Nb em solução é mais efetivo a esse respeito do que 0,018% Nb.

Figura 2.14 Recristalização da austenita após 50% de redução (a) a 850°C , (b) a 900°C e (c) a 950°C (Hansen et al., 1980).

É conveniente, então, caracterizar a velocidade de recristalização estática em termos de tempo necessário para a ocorrência de uma determinada fração recristalizada (t_{rec}).

Nesse contexto o tempo para obter uma determinada fração recristalizada f , pode ser determinado por meio de uma equação onde relacionam-se a temperatura (T) e a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$), através do chamado parâmetro de Zener-Hollomon (Z), com a deformação (ϵ), o tamanho de grão inicial (d_0) e a energia de ativação para a recristalização (Q_{rec}). Um modelo geral (Sellars, 1990) destas equações é:

$$t_f = B \cdot \epsilon^{-p} \cdot d_0^q \cdot Z^r \exp\left(\frac{Q_{rec}}{RT}\right) \quad (\text{Eq. 2.2})$$

onde: R é a constante universal dos gases (8,31 J.mol/K), Z é definido como:

$Z = \left(\dot{\epsilon}\right) \cdot \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right)$, Q_{def} é a energia de ativação para a deformação, B , p , q e r são constantes que dependem do material.

A energia armazenada no material representa o potencial termodinâmico para a recristalização e o expoente da deformação (p) é portanto negativo, usualmente entre -2 e -4 . Para aços ao carbono o expoente do tamanho de grão (q) usualmente situa-se em torno de 2, entretanto, Li, et al. (1996) propuseram valores de (q)=1,7 para aços com 0,055%Nb.

Numerosos modelos matemáticos têm sido propostos para descrever a cinética da recristalização estática e o tempo associado a uma determinada fração recristalizada para vários grupos de materiais. Neste trabalho somente serão consideradas as equações propostas para aços microligados com Nb. Dentre essas, as mais conhecidas são as propostas por (Williams et al., 1988), (Laasraoui et al., 1991), (Hodgson et al., 1992) e (Hodgson et al., 1995), conforme se mostra na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 Equações utilizadas para descrever a cinética da recristalização estática em aços microligados com Nb (**Siciliano, 1999**).

Williams et al., 1988	$X = 1 - \exp \left[-0,288 \left(\frac{t}{t_{0,25}} \right) \right] \quad (2.3)$ <p>Acima de 990°C</p> $t_{0,25} = 1,5 \times 10^{-18} d_0 (\mathbf{e} - 0,025)^{-2,8} \exp(30[Nb]) \exp \left(\frac{300\,000}{RT} \right) \quad (2.4)$ <p>Abaixo de 990°C</p> $t_{0,25} = 10^{-54} d_0^2 (\mathbf{e} - 0,025)^{-2,8} \exp(30[Nb]) \exp \left(\frac{885\,000}{RT} \right) \quad (2.5)$	
Laasraoui et al., 1991	$X = 1 - \exp \left[-0,69 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right) \right] \quad (2.6)$ $t_{0,5} = 1,27 \times 10^{-18} \cdot \mathbf{e}^{-3,81} \cdot \mathbf{e}^{-0,36} \exp \left(\frac{404\,000}{RT} \right) \quad (2.7)$	
Hodgson et al., 1992	$X = 1 - \exp \left[-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right) \right] \quad (2.8)$	
Hodgson et al., 1995	$t_{0,5} = (-5,24 + 550[Nb]) \times 10^{-18} \cdot \mathbf{e}^{(-4,0+77[Nb])} d_0^2 \exp \left(\frac{330\,000}{RT} \right) \quad (2.9)$	

Por outro lado, os elementos de liga dissolvidos na austenita podem reduzir a velocidade da recristalização estática. Um aumento na concentração de soluto pode conduzir, também, à obtenção de grãos mais finos após a recristalização estática. Estes efeitos estão provavelmente relacionados com a influência das adições de soluto (ou impurezas em solução) sobre a nucleação e a velocidade de crescimento dos grãos recristalizados estaticamente (efeito de arraste de solutos).

Em contraste com o papel dos solutos na recristalização estática, a presença de precipitados na austenita deformada pode ter um efeito muito maior na redução da velocidade de recristalização estática por meio do ancoramento dos contornos, o que impede sua movimentação (**Gladman et al, 1973**) e (**Le Bom et al., 1975**).

2.2.2.2 Tamanho de grão recristalizado estaticamente

O tamanho de grão produzido por recristalização estática depende, basicamente, da deformação prévia aplicada e do tamanho de grão de partida. As equações que descrevem o tamanho de grão recristalizado estaticamente são dadas geralmente por:

$$d_{rec} = D \cdot d_0^v \cdot e^{-z} \quad (\text{Eq. 2.10})$$

onde: D , v e z são constantes que dependem do material, d_0 é o diâmetro de partida e e é a deformação aplicada.

Vários modelos matemáticos foram propostos na literatura para definir os valores dessas constantes, dentro dos quais os mais aplicados em aços microligados com nióbio são os propostos por (Sellars, 1990) e (Yada et al., 1988 apud Jonas et al., 2001), conforme se mostra na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 Modelos de equações para descrever o tamanho de grão final recristalizado estaticamente (Siciliano, 1999).

Sellars, 1990	$d_{rec} = 1,1 \cdot d_0^{0,67} \cdot e^{-0,67} \quad (T > 950^\circ\text{C})$	2.11
Yada , 1988 apud Jonas , 2001	$d_{rec} = \frac{5}{(S_v \cdot e)^{0,6}} \quad (T < 950^\circ\text{C})$	2.12
	$S_v = \frac{24}{p \cdot d_0} [0,491 \exp(e) + 0,155 \exp(-e) + 0,1433 \exp(-3e)]$	2.13

Uma redução no tamanho de grão de partida (d_0) leva a um acréscimo na densidade de discordâncias e, conseqüentemente, a um acréscimo na taxa de nucleação, resultando em uma estrutura com grãos mais finos.

2.2.3 Efeito do nióbio na recristalização estática

A adição de elementos microligantes tais como: Al, Mo, Nb, Ti e V retardam a recristalização da austenita.

Nos aços microligados com Nb esse efeito retardador se deve, por um lado, ao efeito de arraste de soluto (*solute drag effect*) provocado pelo acúmulo de átomos em solução sólida, através do qual se dá o ancoramento de contornos e sub-contornos de grãos e, por outro lado, à presença de partículas na forma de precipitados do tipo Nb(CN) durante o tempo de incubação para a recristalização.

2.2.3.1 Solubilidade do nióbio na austenita

A solubilidade do Nb, como a de qualquer microligante, depende da estabilidade termodinâmica dos carbonitreto e da cinética de dissolução para uma dada distribuição de tamanhos de partículas presentes. A estabilidade termodinâmica é normalmente representada pelo produto de solubilidade (K_s) como função da temperatura, e se expressa por uma relação de Arrhenius como:

$$\log K_s = A - \left(\frac{B}{T} \right) \quad (\text{Eq.2.14})$$

sendo: $K_s = [M][N]^n$; e onde, $[M]$ é a porcentagem em peso de elementos microligantes, $[N]$ é a porcentagem em peso de C e de N, n é menor ou igual a 1, A e B são constantes empíricas relacionadas com a entalpia e entropia de formação, e T é a temperatura absoluta.

Os produtos de solubilidade podem variar sensivelmente com a temperatura, conforme mostrado na **Figura 2.15**. Para a maioria dos aços comerciais microligados ao Nb espera-se completa solubilização de precipitados a temperaturas entre 1150 e 1300°C.

Figura 2.15 Produto de solubilidade de carbonetos e de nitretos na austenita (Musschenborn et al., 1995).

A solubilidade dos carbonitretos de nióbio na austenita tem sido estudada por (Narita, 1978) e (Rios, 1984), sendo que a equação de solubilidade mais comumente utilizada é a proposta por Irvine et al., (1967):

$$\log[Nb] \left[C + \left(\frac{12}{14} \right) N \right] = 2,26 - \frac{6770}{T} \quad (\text{Eq.2.15})$$

onde: $[X]$ é a porcentagem em peso do elemento; e T é a temperatura absoluta.

A representação gráfica desta equação é indicada na **Figura 2.16**. Segundo indica essa figura, os carbonitretos de Nb têm sua solubilidade reduzida com a diminuição da temperatura, indicando uma tendência à precipitação durante o resfriamento.

Figura 2.16 Curvas de solubilidade de carbonitretos de Nb na austenita (Lafrance, 1977).

Na ferrita os produtos de solubilidade de carbonetos e nitretos são bem menores do que seus correspondentes na austenita (Musschenborn et al., 1995). Isto explica que, ao se formar, a ferrita estará supersaturada e ocorrerá a precipitação.

Durante a transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$ a precipitação pode ocorrer na interface γ / α quando se trata da formação de ferrita poligonal (a temperaturas mais altas) ou nos sítios de discordâncias quando se forma ferrita acicular (a temperaturas mais baixas).

2.2.3.2 Cinética de Precipitação do Nb(C,N)

Em função da redução de solubilidade com o decréscimo da temperatura, durante o resfriamento, ocorre a expulsão dos átomos de Nb da rede cristalina da matriz austenítica, havendo, conseqüentemente, a tendência à formação de precipitados.

Weiss et al. (1979) desenvolveram um método mecânico para estudar o progresso da precipitação em aços com 0,035 % de Nb. A técnica foi aplicada em três condições da austenita: não deformada, pré-deformada e super-deformada, para induzir a precipitação isotérmica do Nb. Os resultados destes estudos foram resumidos no diagrama de Precipitação-Tempo-Temperatura (PTT), apresentado na **Figura 2.17**.

Figura 2.17 Diagrama PTT para três condições da austenita: não deformada, pré-deformada e sobre-deformada (**Weiss et al., 1979**).

Conforme mostrado a **Figura 2.17**, a precipitação do Nb(C,N) é consideravelmente acelerada por uma pré-deformação. O aumento da taxa de precipitação pode ser atribuído à nucleação relativamente densa de precipitados nas discordâncias para as condições de pré-deformação e de super-deformação, ao contrário da nucleação de

precipitados relativamente esparsa em contornos de grãos e ao redor de partículas não dissolvidas, nas condições recristalizada ou não deformada.

De modo geral, os diagramas PTT mostram que o tempo necessário para a precipitação do Nb(C,N) na matriz austenítica recristalizada é elevado, mas que esta precipitação é extremamente acelerada quando a matriz austenítica está encruada, ou seja, a taxa de nucleação dos carbonitreto pode ser intensificada quando a velocidade de difusão do Nb é aumentada pela deformação simultânea.

Este fenômeno é conhecido como precipitação induzida por deformação, e pressupõe a existência de uma sub-estrutura de discordâncias na austenita deformada que fornece as condições favoráveis à precipitação do nióbio.

2.2.3.3 Interação entre a precipitação e a recristalização estática

A interação entre os processos de precipitação e recristalização torna-se muito importante para a determinação do comportamento do material durante o processamento termomecânico. Essa interação sofre variações em função do tempo de interpasso e da temperatura da deformação.

Baseados nos estudos cinéticos da recristalização e da precipitação em aços microligados, alguns autores (**Weiss et al., 1979**), (**Hansen et al., 1980**), (**Quispe et al., 1997**) estudaram a interação entre esses processos a partir da superposição das curvas cinéticas correspondentes de cada um deles.

O diagrama RPTT, proposto por **Hansen et al. (1980)**, que se mostra na **Figura 2.18** destaca em uma forma bem generalizada a interação entre a recristalização e a precipitação. Segundo esse diagrama acima de T_0 a precipitação é termodinamicamente impossível, entretanto abaixo desta temperatura, três regimes de interação são possíveis.

No primeiro regime do diagrama da **Figura 2.18**, a recrystalização completa-se antes do início da precipitação, mesmo com o forte efeito acelerador da pré-deformação, e desta forma não ocorre interação. O processo de recrystalização precede qualquer precipitação e é definido pelas curvas R_s e R_f .

Figura 2.18 Diagrama RPTT, onde T_0 e T_R são a temperatura de solubilização dos precipitados e a temperatura de máxima interação Precipitação-Recrystalização, respectivamente (**Hansen et al., 1980**).

No segundo regime, a precipitação é iniciada antes que a recrystalização se complete, de modo que o fim da recrystalização é atrasado. Como consequência, a precipitação se inicia ao longo da curva P_s^D , enquanto a recrystalização ocorre ao longo da curva R_f^P . No terceiro regime a precipitação ocorre antes da recrystalização (ao longo da curva P_s^D), e portanto tanto o início como o fim da recrystalização são retardados (dado pelas R_s^P e R_f^P).

Os resultados das diversas pesquisas sobre a interação entre a precipitação do Nb(C,N) e a recrystalização estática da austenita afirmam que a presença de Nb em solução sólida, anterior à deformação a quente, promove condições para o retardamento da recrystalização estática da austenita. O grau de retardamento

aumenta com a concentração de Nb dissolvido e com o decréscimo da temperatura, devido à ancoragem de contornos e sub-contornos de grão causado pelo acúmulo de átomos em solução, ou seja, pelo mecanismo de arraste de soluto (**Weiss et al., 1979**) e (**Hansen et al., 1980**).

Embora o nióbio em solução sólida possa ter algum efeito na cinética de recristalização, o maior atraso é devido à precipitação de Nb(C,N), que resulta num aumento do tempo de incubação para a recristalização da austenita, bem como numa velocidade de recristalização bem menor.

A precipitação de Nb(C,N) induzida por deformação pode ocorrer em contornos de grão austeníticos primários e em bandas de deformação. Outra forma de ocorrência pode ser a precipitação generalizada na matriz, ou seja, na subestrutura de austenita não recristalizada.

As reações de precipitação de Nb(C,N) e de recristalização da austenita são fenômenos que estão bem interligados. A precipitação é acelerada pela subestrutura da austenita deformada a quente não recristalizada, ao mesmo tempo em que a recristalização é retardada pelo efeito de ancoramento das partículas precipitadas.

Além disso, esses fenômenos exercem uma notável influência na cinética e na morfologia das transformações de fase por resfriamento contínuo. Eles são os responsáveis pelo mecanismo de refinamento de grão da ferrita, amplamente usado nos aços de baixa liga e alta resistência laminados a quente.

Sabe-se que a fração transformada de austenita em ferrita por resfriamento contínuo cresce com o refinamento de grão austenítico de partida, obtendo-se uma austenita cada vez mais rica em carbono e com menor potencial termodinâmico para a precipitação de ferrita. Analogamente, deduz-se que grãos austeníticos grosseiros produzem uma austenita menos saturada em carbono e com maior tendência à formação de estruturas aciculares do tipo plaquetas secundárias de ferrita de Widmanstätten, a partir da interface alotriomorfo/austenita.

2.2.4 Considerações sobre laminação controlada

A laminação controlada foi desenvolvida no início da década de 60 com a finalidade de produzir aços de baixa liga combinando excelentes propriedades mecânicas com conformabilidade, tenacidade e soldabilidade. No começo, o maior interesse esteve concentrado em obter estruturas com grãos muito finos, para o qual procurou-se obter uma estrutura de austenita em forma de panqueca durante os passes finais da laminação caracterizada por um acúmulo de energia de deformação conseguida pela adição de elementos microligantes como o Nb e o Ti.

Com a adição desses elementos consegue-se um atraso na recristalização estática e a austenita deformada fica com uma altíssima concentração de defeitos cristalinos, que levam a uma alta taxa de nucleação durante transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. O resultado de tudo isso é uma ferrita com grãos muito finos, responsável (em grande parte) pelo aumento do limite de escoamento e da ductilidade dos aços de baixa liga e alta resistência.

Atualmente, as estratégias da laminação controlada respondem a vários esquemas de tratamentos termomecânicos em função dos mecanismos microestruturais atuantes durante o processo. Quatro esquemas diferentes de laminação controlada forma resumidos por **Siciliano et al., (2000)**, estes esquemas aparecem descritos a seguir e estão representados na **Figura 2.19**.

O primeiro esquema corresponde à laminação controlada por recristalização estática, onde as altas temperaturas de laminação envolvidas (superiores a 950°C) promovem a ocorrência da recristalização estática entre passes.

O segundo esquema corresponde à laminação controlada convencional que tem como propósito fundamental promover o endurecimento por trabalho da austenita após a deformação, de modo a obter um abundante número de sítios para a nucleação da ferrita, durante a transformação de fase posterior. Isso promove o refinamento de grão ferrítico melhorando as propriedades mecânicas, tais como: tenacidade e limite

de resistência. Para tal os últimos passes são aplicados a temperaturas abaixo da temperatura de não recristalização (T_{NR}). Isso causa o atraso a recristalização estática, seja por efeito de soluto ou por efeito de partículas Nb(CN).

Figura 2.19 Estratégias da laminação controlada de aços de baixa liga e alta resistência (Siciliano et al. 2000).

O terceiro esquema propõe a indução da recristalização dinâmica (que seguirá como metadinâmica) em um ou mais passes durante a laminação. Isso pode ser feito tanto aplicando-se grandes deformações ao material ou através do acúmulo de deformações de um passe para outro. O primeiro método pode ser aplicado nos passes iniciais a altas temperaturas e o segundo pode ser feito a temperaturas mais baixas, nos passes finais. Isso resultará em um grão muito mais fino causado pela ocorrência da recristalização dinâmica. Para tanto, são necessárias altas taxas de deformação bem como grandes deformações. Este esquema de laminação é conhecido como laminação controlada por recristalização dinâmica.

2.3 TRANSFORMAÇÕES DE FASE POR RESFRIAMENTO CONTÍNUO

2.3.1 Cinética global das transformações de fase por resfriamento contínuo

Os diagramas de resfriamento contínuo, também conhecidos como diagramas RC, constituem uma ferramenta muito importante para descrever a cinética global das transformações de fase nos aços. Esses diagramas contêm um mapa das microestruturas obtidas em função da taxa de resfriamento e são construídos, assim como os diagramas de temperatura tempo transformação (TTT), utilizando como eixos de coordenadas a temperatura e o tempo.

Em geral, a construção dos diagramas RC é feita com o auxílio da dilatometria, por meio da qual verificam-se experimentalmente as transformações de fase que ocorrem no material, quando submetido a ciclos de tratamentos térmicos com taxas de resfriamento variáveis. As curvas dilatométricas obtidas apresentam pontos de inflexões que correspondem às temperaturas onde se inicia e termina cada uma das transformações. O estudo das morfologias dos produtos de transformação da austenita por resfriamento contínuo é necessário para a interpretação dos resultados dilatométricos e para o traçado dos campos de cada microconstituente no diagrama no diagrama RC.

Em aços de baixo carbono submetidos a baixas taxas de resfriamento, a temperatura de início da transformação tem um comportamento assintótico em relação a A_{r3} . Com o aumento da taxa de resfriamento, a temperatura de início da transformação diminui progressivamente, alcançando as linhas correspondentes à formação de produtos metaestáveis como a bainita e a martensita.

Zhao et al., (1995) propuseram um diagrama alternativo para analisar a formação desses produtos metaestáveis no intervalo de taxas de resfriamento em que não há influência da formação prévia de outros produtos de transformação, como por exemplo, a ferrita e a perlita. Para esses intervalos de taxas de resfriamento as linhas de início de formação de bainita e de início de formação de martensita são aproximadamente paralelas ao eixo das abscissas, e Zhao propõe que sejam aproximadas por trechos de retas paralelas, definindo dessa forma, as temperaturas B_s e M_s . Esses diagramas, denominados pelos pesquisadores diagramas de produtos metaestáveis são construídos substituindo em um dos eixos de coordenadas a variável tempo do diagrama RC, pela velocidade de resfriamento.

O intervalo crítico de taxas de resfriamento para a formação de cada um dos produtos de transformação depende fortemente da composição química do aço e do tamanho de grão da austenita de partida. Em geral, o aumento do teor de elementos de liga, assim como o aumento do tamanho de grão, retardam o início das transformações.

2.3.2 Morfologia dos produtos de transformação da austenita em resfriamento contínuo

Na descrição da morfologia dos produtos de transformação por resfriamento contínuo da austenita para ferrita, nos aços de baixo carbono, é usualmente utilizado o sistema de classificação morfológica proposta por **Dubé (1958) apud Aaronson (1962)**. Nesse sistema encontram-se duas paradas térmicas perfeitamente diferenciáveis entre si, a primeira correspondente às estruturas de ferrita com formato equiaxial, e a segunda à ferrita de Widmanstätten.

Dentre as estruturas de ferrita com formato equiaxial observam-se a ferrita com crescimento alotriomórfico, a ferrita idiomórfica e a estrutura massiva.

A ferrita alotriomórfica nucleia nos antigos contornos de grão da austenita e cresce, relativamente rápido, preferencialmente ao longo desses contornos, mas engrossa mais devagar. As partículas formadas em altas temperaturas crescem em direção ao centro do grão austenítico, adquirindo formato equiaxial. Entretanto, em baixas temperaturas os cristais de ferrita alotriomórfica podem desenvolver facetas em apenas um de seus lados, indicando a existência de diferentes taxas de crescimento **(Bhadeshia, 1992)**.

A ferrita idiomórfica é constituída por cristais equiaxiais que nucleiam a partir de defeitos localizados no interior dos grãos austeníticos. Além de apresentar diferente taxa de crescimento, a ferrita idiomórfica se distingue da ferrita alotriomórfica pelo local onde inicia a sua nucleação. Esta morfologia pode ser encontrada em aços com teores de C abaixo de 0,1 %. As partículas formadas em altas temperaturas apresentam um formato mais regular.

A estrutura massiva na ferrita resulta da interação de cristais de outras morfologias e do crescimento de grão do agregado formado deste modo. Assim, o resultado final é uma estrutura policristalina grosseiramente equiaxial.

Dentre as estruturas com aspectos aciculares foram observadas as placas laterais de Widmanstätten, as Widmanstätten serrilhadas e as Widmanstätten intergranulares **(Aaronson, 1962)**.

As placas laterais de Widmanstätten, como o próprio nome indica, têm um formato de placas ou agulhas bastante finas, as quais crescem dentro da austenita a partir dos seus contornos de grão (placas laterais primárias) ou de outra morfologia da mesma fase, geralmente a partir da ferrita alotriomórfica de contorno de grão (placas laterais secundárias). Estas placas têm uma orientação preferencial com relação à matriz de

austenita (plano $\{111\}\gamma$). A relação entre a ferrita e a austenita é do tipo Kurdjumov-Sachs (K-S).

A ferrita de Widmanstätten serrilhada são partículas com formato triangular, em forma de dente de serra, as quais crescem diretamente a partir dos contornos de grão da austenita (serrilhado primário) ou se desenvolvem geralmente a partir da ferrita alotriomórfica de contorno de grão.

As agulhas de Widmanstätten dos tipos placa lateral e serrilhada apresentam uma série de diferenças. Ambas as faces das placas laterais são aproximadamente paralelas entre si, com a sua orientação preferencial paralela à família de planos $\{111\}$ da austenita. Já no caso da estrutura serrilhada, as faces de um dente de serra formam um ângulo apreciável entre si e nenhuma destas faces é paralela ao plano $\{111\}$ da austenita. No entanto, a maioria das faces destes dentes de serra são paralelas aos seus equivalentes em outros dentes de serra que cresceram a partir do mesmo contorno. Além disso, os eixos de simetria dos dentes de serra que cresceram a partir do mesmo contorno são aproximadamente paralelos entre si e, ao mesmo tempo, a um plano comum da família $\{111\}$ da matriz austenítica.

As estruturas de ferrita de Widmanstätten intragranular podem ser placas ou agulhas formadas no interior dos grãos de austenita e sua precipitação é favorecida por grandes tamanhos de grão austeníticos, baixas temperaturas de transformação e baixos teores de C. Similarmente às outras estruturas de Widmanstätten, apresentam orientação preferencial e relação de orientação com a austenita.

Estudos recentes sobre a transformação da austenita para ferrita por resfriamento contínuo, em aços com teores muito baixo de carbono, reportaram quatro paradas térmicas ou recalescências, sendo a primeira correspondente à ferrita equiaxial, a segunda à ferrita acicular de Widmanstätten / ferrita bainítica, a terceira correspondente à martensita em ripas e a quarta à martensita lenticular (**Ackert e Parr, 1971**); (**Wilson, 1994**); (**Takechi, 1994**); (**Hillert, 1995**) e (**Goldenstein, 2002**).

Com relação à morfologia da bainita em aços de baixo teor de carbono, **Ohmori (1995)** propôs uma classificação para as bainitas formadas na transformação isotérmica. Nesta classificação, a bainita superior do tipo I corresponde a um feixe de ripas de ferrita isenta de carbonetos, com filmes de austenita retida entre as ripas. A bainita do tipo II corresponde à bainita superior com carbonetos aparecendo nos contornos das ripas de ferrita. Na bainita do tipo III, os feixes de ripas de ferrita contêm carbonetos no interior das ripas.

Entretanto, uma classificação da morfologia dos produtos bainíticos do resfriamento contínuo da austenita foi dada por **Bramfitt (1990)**. Estas morfologias foram identificadas como B1, B2 e B3, e correspondem a uma classificação mais abrangente, quando comparadas à classificação de Ohmori para os produtos bainíticos da transformação isotérmica da austenita. O esquema de classificação morfológica, proposto por Bramfitt é dado na **Figura 2.20**.

Figura 2.20 Esquema para a classificação morfológica dos produtos bainítico do resfriamento contínuo (**Bramfitt, 1990**).

Nas morfologias B2 e B3 além da presença de ripas de Widmanstätten aparecem outras fases como austenita retida e martensita. É comum em aços de baixo carbono, contendo elevados teores de silício, a transformação martensítica a partir da austenita enriquecida em carbono situada entre as ripas de ferrita bainítica. Nestes aços, a

presença dessas partículas de martensita entre as ripas ou na forma de partículas grossas entre os pacotes bainíticos são frequentemente conhecidas como constituinte MA (martensita- austenita).

Atualmente os produtos da transformação bainítica, junto com uma variedade de outros produtos de decomposição da austenita, formam parte da microestrutura dos novos aços estruturais de baixa liga e alta resistência. A complexidade da microestrutura desses aços e a dificuldade de identificação de suas fases e microconstituintes originaram uma certa controvérsia na nomenclatura dos mesmos.

No meio dessa controvérsia, **Araki et al. (1991)** apresentaram uma sugestão de nomenclatura unificada para os diferentes microconstituintes ferríticos. Em seu trabalho, realizado com aços de baixo carbono expostos a ciclos de resfriamento contínuo, é relatada a ocorrência de formação de microestruturas desde altas temperaturas até temperaturas mais baixas. A proposta de classificação de fases ferríticas com relação ao seu modo de transformação foi:

a_p – ferrita poligonal equiaxial que se forma com interfaces planas incoerentes, baixa densidade de discordâncias, sem relação de orientação com o grão de austenita sobre o qual está crescendo, nucleação puramente difusional na forma alotriomórfica e com partição e equilíbrio local na interface, quanto ao seu modo de crescimento. A temperatura de formação é geralmente tão alta que a microestrutura atinge um estado final totalmente recristalizado. Faixa de temperaturas: $A_{R3} - 1100K$.

a_w – ferrita de Widmanstätten geralmente nucleia nos contornos dos alotriomorfos de ferrita poligonal pré-nucleados nos contornos de grãos de austenita e cresce na forma de plaquetas ou ripas com interfaces planas semi-coerentes com baixa densidade de discordâncias. Essas plaquetas possuem alguma relação de orientação com o grão de austenita e crescimento frontal sem partição com equilíbrio local na interface. Faixa de temperaturas $T_0 - 1000K$.

a_q – ferrita quase-poligonal apresenta interface irregular, incoerente ou semi-coerente de baixo ângulo, baixa a média densidade de discordâncias, sem relação de

orientação com a austenita, nucleação alotriomórfica, sem partição e equilíbrio local na interface, crescimento semelhante ao de transformações massivas ou por mecanismos de degraus em ligas de mais alto carbono. Faixa de temperaturas: A_{R1} – 900K.

a'_b – **ferrita “blocky” (acicular)** na forma de feixes de ripas com densidade de discordâncias relativamente altas (recuperação) e relação de orientação com a austenita. Estas estruturas aciculares normalmente se formam por nucleação simpática e crescimento bainítico (difusional/por cisalhamento), por isso são freqüentemente chamadas como ferrita bainítica. A faixa de temperaturas em que podem aparecer é entre M_s e B_s .

a'_m – **ferrita “blocky”** em pacotes na forma de feixes de ripas com alta densidade de discordâncias, relação de orientação com a austenita, nucleação por embriões autocatalítica e crescimento por cisalhamento. Este tipo de estrutura ferrítica se forma abaixo de M_s e corresponde à martensita escorregada dos aços de baixo carbono.

Um estudo mais completo, baseado na classificação de Araki, foi desenvolvido pelo Comitê de Bainita (*Bainite Committee*) do ISIJ (*The Iron and Steel Institute of Japan*), (ISIJ, 1992 apud Krauss et al. 1995). Nesse estudo foram unificadas as nomenclaturas dos mais diversos produtos ferríticos de decomposição da austenita por resfriamento contínuo, junto a outros produtos de transformação que podem se formar. Um quadro com essas nomenclaturas é reproduzido na **Tabela 2.5**.

Tabela 2.5 Simbologia e nomenclatura dos diferentes produtos ferríticos de decomposição da austenita (ISIJ, 1992 apud Krauss et al. 1995).

Símbolo	Nomenclatura
I_0 (Fase matriz principal)	
α_p	Ferrita poligonal
α_q	Ferrita quasi-poligonal
α_w	Ferrita de Widmanstätten
α_B	Bainita granular
α_B^o	Ferrita bainítica
α_m	Martensita cúbica escorregada
Π_0 (Fases secundárias minoritárias)	
γ_r	Austenita retida
MA	Constituinte martensita-austenita
αM	Martensita
αTM	Martensita auto-revenida
B	BII: Bainita superior Bu: Bainita superior Bi: Bainita inferior
P'	Perlita degenerada
P	Perlita
θ	Partículas de cementita

Alguns exemplos das morfologias da ferrita em aços de baixa liga e alta resistência são mostrados na **Figura 2.21**.

Na **Figura 2.21 (a)** pode ser observada a ferrita poligonal correspondente a um aço ARBL-80, transformado isotermicamente a 675°C por 500 s. As regiões escuras correspondem à martensita formada na têmpera após o tratamento isotérmico a 675°C.

A **Figura 2.21 (b)** evidencia a presença de ferrita de Widmanstätten formada durante a transformação isotérmica da austenita em um aço ARBL-80 tratado a 600°C por 100 s. As regiões brancas correspondem à ferrita de Widmanstätten e as escuras à martensita formada durante a tempera após o tratamento isotérmico.

A **Figura 2.21 (c)** mostra um exemplo de ferrita massiva em um aço de ultra-baixo carbono, contendo 0,005% C e 3% Mn. Essa microestrutura é também conhecida como ferrita quase poligonal de acordo com a notação do Comitê de Bainita do ISIJ.

Figura 2.21 Morfologia dos produtos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ em aços ARBL, (Krauss et al., 1995).

A **Figura 2.21 (d)** mostra uma micrografia da ferrita bainítica ou acicular formada em um aço ARBL-80 transformado isotermicamente a 500°C por 5000 s. Os aspectos mais predominantes dessa microestrutura são: a presença de ilhas de austenita retida paralelas, alinhadas e alongadas dentro dos grãos da austenita anterior, e a preservação dos contornos originais da austenita.

2.3.3 Cinética global da transformação de fase durante o tratamento isotérmico em temperaturas intermediárias

O tratamento isotérmico em temperaturas intermediárias constitui uma das etapas mais importantes do resfriamento dos aços TRIP, além da laminação controlada. Do mesmo modo que nos ferros fundidos austemperados, o tratamento de austêmpera nos aços TRIP leva à transformação da austenita intercrítica em feixes de ripas de ferrita entremeadas com camadas de austenita retida.

Esse tratamento isotérmico é bem sucedido apenas em um intervalo de tempo e temperatura, o suficiente para enriquecer em carbono a austenita remanescente da transformação bainítica, sem que ocorra a precipitação de carbonetos. Essa microestrutura de austenita rica em carbono é decorrente do fenômeno de reação incompleta, que ocorre em aços ricos em elementos de liga que retardam a precipitação de cementita, tais como o silício e o alumínio.

O fenômeno de reação incompleta está relacionado com a separação entre as curvas em C da bainita e da ferrita/perlita e à existência de uma baía na curva TTT, sendo conhecido por “stásis” da transformação bainítica. Em uma recente revisão sobre bainita em aços, **Goldenstein (2002)** comenta detalhadamente a respeito das pesquisas desenvolvidas para explicar este fenômeno.

Dentre os principais trabalhos citados nessa revisão estão os estudos sobre a transformação isotérmica em aços ligados, descrita por **Wever e Lange (1932) apud Goldenstein (2002)**, nos quais a decomposição isotérmica da austenita em temperaturas abaixo da baía da curva TTT é inicialmente rápida, formando um produto isento de carbonetos (bainita superior sem carbonetos ou ferrita pró-bainítica) e parando quase completamente, para retomar como um agregado de ferrita e carbonetos (bainita propriamente dita) após longos períodos de manutenção na temperatura de tratamento.

Em um trabalho posterior, **Zener (1946)** explicou a natureza incompleta da transformação bainítica em termos de uma reação com composição invariante.

Segundo Zener, ocorreria a partição dos átomos de C para a austenita nas temperaturas da bainita superior, o que provocaria uma diminuição da energia livre para que ocorresse a transformação até que esta energia livre fosse igual a zero, interrompendo-se a transformação, ou seja, a austenita atingiria a linha T_0 correspondente a $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha} = 0$.

Ko e Cottrell (1952) apud Goldenstein (2002) descreveram a transformação bainítica como uma reação martensítica em câmera lenta, dado o efeito de relevo observado na superfície de uma amostra polida. Neste caso a velocidade da reação bainítica é controlada pela difusão de carbono da bainita para a austenita, onde o enriquecimento em carbono da austenita seria responsável por produzir gradativamente o potencial termodinâmico necessário para retardá-la. A transformação é interrompida quando precipitam carbonetos na interface móvel α/γ (*glíssil*) destruindo a coerência e a possibilidade de migrar martensiticamente.

Reynolds et al. (1990), no início da década de 90, indicaram que o fenômeno da “stásis” está estreitamente relacionado com a presença de alguns elementos de liga a partir de concentrações mínimas, e que não se trata de um fenômeno geral comum de qualquer transformação bainítica. A reação incompleta da bainita está associada à existência de fenômenos de arraste de soluto associados à segregação de elementos substitucionais na interface, levando a uma redução da cinética de migração das interfaces α / γ em relação à velocidade calculada, supondo equilíbrio (ou pára-equilíbrio) na interface, o que provoca a separação das curvas em C e a baía.

Segundo **Reynolds et al. (1990)**, **Reynolds et al. (1991)** e **Goldenstein, 1999**, a diminuição da cinética de migração das interfaces α / γ (abaixo da baía) se acentua até paralisar a migração logo após a nucleação, mas um maior superesfriamento permite a nucleação sucessiva de sub-plaquetas sobre a própria interface (nucleação simpática), provocando o aparente crescimento rápido de um produto com a morfologia acicular bastante degenerada, formada pela nucleação e crescimento sucessivo de sub-unidades.

A nucleação simpática só é interrompida devido à partição de C para a austenita, que finalmente diminui o potencial termodinâmico para a nucleação, dando origem ao platô da transformação (**Reynolds et al., 1990**); (**Fang, H. S. et al., 2002**). Quando a precipitação de carbonetos finalmente se inicia, torna-se possível novamente a migração da interface. Um esquema da cinética global da transformação na presença do fenômeno da “stásis” aparece representado na **Figura 2.22**.

O fenômeno de diminuição da velocidade de crescimento da interface α/γ devido ao arraste de soluto foi proposto no fim da década de 60 (**Kinsman et al., 1967**), mas só foi explicado rigorosamente por **Purdy et al., (1995)**. A quantidade de bainita formada quando a transformação é interrompida aumenta de zero na temperatura mais elevada em que se forma bainita (piso da baía da curva TTT ou temperatura B_s) até cerca de 100% quando a temperatura de decomposição diminui; não existe transformação interrompida na faixa em que precipita bainita inferior.

Figura 2.22 Representação da cinética global da transformação bainítica na presença do fenômeno de “stásis” (**Reynold et al., 1990**), (**Reynolds et al., 1991**).

A “stásis” da reação bainítica ocorre tanto nos aços ligados com elementos fortes formadores de carbonetos, como Cr e Mo, em concentrações onde a cementita não é mais o carboneto de equilíbrio, como também nos aços ligados com Si ou Al quando estes elementos estão associados a teores críticos de Mn ou Ni. Nestes aços o efeito

do Si ou do Al é devido à solubilidade quase nula deste elemento na cementita, o que atrasa a formação dos carbonetos (**Goldenstein, 2002**).

De um modo geral, a concentração de carbono da austenita retida nos aços TRIP é o resultado da formação de ferrita proeutetóide (**Hanzaki et al., 1997**); (**van der Zwaag et al., 2002**) e da formação de ferrita bainítica (**Hanzaki et al., 1995**); (**van der Zwaag et al., 2002**).

van der Zwaag et al., (2002), realizaram estudos em um aço TRIP –Fe-0,2C-1,5Mn-1,5Si e obtiveram concentrações de carbono na austenita retida ao redor de 1,5 % (em massa), concluindo que a maior redistribuição dos átomos de carbono ocorre na temperatura de reação bainítica com relação à alcançada devido à formação de ferrita proeutetóide.

Contudo, a austenita retida torna-se metaestável na temperatura ambiente, graças a seu alto teor de carbono, o que constitui um fator importante para obter o efeito TRIP em aços de baixa liga. A estabilidade da austenita depende de um número de fatores segundo **Olson et al. (1973)**, sendo que o mais importante é a concentração de carbono da austenita (**Wang et al., 1995**) e (**van der Zwaag et al., 2002**).

3 OBJETIVOS

Os principais objetivos deste trabalho são:

1. Estudar a cinética das transformações de fase por resfriamento contínuo aços TRIP microligados ao Nb, contendo teores variáveis de Mn e Si, através de ensaios dilatométricos e de caracterização morfológica dos produtos de transformação.
2. Estudar a influência da precipitação de ferrita pró-eutetóide e de bainita na fração volumétrica de austenita retida, através de ensaios dilatométricos, de análise química e microestrutural e de cálculos termodinâmicos e simulações numéricas usando os programas Thermocalc ® e Dictra®.
3. Estudar o efeito dos parâmetros de processamento termomecânico sobre a fração volumétrica dos diferentes constituintes microestruturais, com ênfase na fração volumétrica de austenita retida, por meio de ensaios de torção a quente. Neste contexto são apresentados a seguir alguns objetivos de caráter específico.

- 3.1 Determinar a temperatura de não recristalização por meio de ensaios de torção a quente em esquemas de múltiplas deformações.
- 3.2 Avaliar os efeitos dos parâmetros da deformação a altas temperaturas e da composição química nos fenômenos microestruturais associados, tais como: recristalização estática e precipitação induzida por deformação.

4 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.

4.1 MATERIAIS

Os aços investigados neste trabalho foram elaborados nos laboratórios do Centro de Pesquisa da Companhia Siderúrgica Nacional (CSN) em um forno de indução a vácuo, na forma de lingotes fundidos de seção quadrada com aproximadamente 50 kg de peso, de composição química mostrada na **Tabela 4.1**.

Tabela 4.1 Composição química dos aços estudados (%).

Aços	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Ni	Nb	N
TRIP-B	0,23	1,60	0,98	0,020	0,006	0,028	0,018	0,004	0,030	0,0040
TRIP-D	0,22	1,01	1,50	0,020	0,006	0,029	0,019	0,004	0,026	0,0042
TRIP-E	0,23	1,48	1,45	0,020	0,006	0,029	0,019	0,004	0,035	0,0039
TRIP-F	0,20	1,98	1,48	0,020	0,006	0,026	0,020	0,005	0,029	0,0040
TRIP-H	0,20	1,51	2,03	0,022	0,006	0,028	0,019	0,005	0,039	0,0055

Como indicado na **Tabela 4.1**, os cinco aços contêm teores semelhantes de carbono e teores variáveis de manganês e silício. Em particular, o manganês foi adicionado na composição química para proporcionar maior estabilidade à austenita.

Por outro lado, adicionou-se silício tendo em vista seu efeito inibidor na precipitação de cementita durante a reação bainítica. Isso faz com que a cinética de nucleação e crescimento dos carbonetos passe a ser controlada pela difusão deste elemento substitucional e, como consequência, que a austenita remanescente fique enriquecida em carbono, o que favorece o aumento da sua estabilidade.

As diferenças de concentração de nióbio e nitrogênio permitem o estudo dos mecanismos microestruturais atuantes durante a deformação a altas temperaturas. A presença do nióbio na composição química amplia o intervalo de temperatura onde ocorre o fenômeno de precipitação induzida por deformação, inibindo a recristalização estática do material. O resultado disso é uma estrutura rica em sítios para a nucleação de ferrita durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ sob condições de resfriamento contínuo.

Os lingotes foram esmerilhados e cortados em oito partes iguais para facilitar o manuseio durante a laminação a quente. De modo a quebrar a estrutura de solidificação, cada uma dessas partes foi submetida à laminação a quente, que consistiu em um aquecimento até 1100°C por 40 minutos num forno (tipo mufla, marca Brasimet, 12 kW, 220 V, com temperatura máxima de 1350°C), seguido de laminação de desbaste em um laminador duo reversível FENN-153 com carga máxima de laminação igual a 560 kN e com potência de motor de 15 HP, atingindo espessuras de aproximadamente 25 mm.

Após a laminação de desbaste algumas das chapas foram novamente aquecidas a 1250°C durante 40 minutos e laminadas a quente segundo um esquema de reduções pré-determinado, de modo a obter tiras com espessuras de aproximadamente 5 mm. Em seguida à última deformação as tiras foram resfriadas lentamente ao ar.

4.2 ESTUDO TERMODINÂMICO DAS LIGAS OBTIDAS

Para o aço TRIP-E (0,2% C – 1,5% Mn – 1,5% Si) foram calculados as isopletas do sistema Fe – Mn – Si – C variando as composições de C, Mn e Si, bem como a composição e fração de diferentes fases em função da temperatura, usando-se o programa Thermocalc[®] e a base de dados TCFE (1999) (Sundman et al., 1985).

4.3 ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

Os ensaios dilatométricos foram realizados com o propósito de estudar a cinética global das transformações de fase por resfriamento contínuo das cinco ligas de aços TRIP bem como traçar os diagramas de resfriamento contínuo (Diagramas – RC) correspondentes.

Por outro lado, estudou-se a cinética da precipitação de ferrita pró-eutetóide no campo $\alpha + \gamma$ do aço TRIP-E assim como o efeito do tempo de reação bainítica por

meio de um ciclo de resfriamento controlado contendo um recozimento intercrítico realizado previamente.

4.3.1 Equipamento utilizado e corpos de prova

O equipamento utilizado foi um dilatômetro de têmpera modelo DT1000 Adamel Lhomargy. O aquecimento era feito num forno de radiação direta, composto por duas lâmpadas tubulares com filamento de tungstênio, montadas sobre dois refletores elípticos e focadas sobre o corpo de prova. No resfriamento pode-se injetar gás hélio ou nitrogênio (no caso foi usado nitrogênio) através de um tubo de resfriamento em forma de “U”, incidindo diretamente sobre a superfície do corpo de prova. Antes do ciclo de tratamento ser executado, a câmara era previamente evacuada de forma a evitar oxidação e decarbonetação dos corpos de prova.

As variações dimensionais do corpo de prova eram registradas por um transdutor diferencial de variação linear (LVDT), por meio de uma haste de sílica. As variações de temperatura eram monitoradas por um termopar capilar de 0,1 mm de diâmetro, soldado ao corpo de prova com a ajuda de um microsoldador capacitivo, antes de se iniciar cada ciclo de tratamento.

Corpos de prova utilizados

A partir das tiras de 5 mm de espessura laminadas a quente, foram usinados vários corpos de provas de formato cilíndrico com 2 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento para a realização dos ensaios de dilatométrica, como se mostra a **Figura 4.1**.

Figura 4.1 Dimensões do corpo de prova para ensaios de dilatométrica, mm.

4.3.2 Ciclos térmicos de resfriamento contínuo

Inicialmente foram programados dez ciclos de tratamentos térmicos, para cada aço, variando-se a taxa de resfriamento. Os parâmetros característicos destes tratamentos são os seguintes:

- Velocidade de aquecimento de $0,25^{\circ}\text{C/s}$;
- Temperatura de austenitização de 1000°C ;
- Tempo de austenitização de 180 s;
- Vácuo na câmara de 0,02 mbar.

As taxas de resfriamento variaram na seqüência: (0,25 – 0,5 – 1,0 – 2,5 – 5,0 – 10,0 – 20,0 – 40,0 – 60,0 – 80,0) $^{\circ}\text{C/s}$, como mostra a **Figura 4.2**.

Figura 4.2 Esquema dos ciclos térmicos de resfriamento contínuo.

Em etapas posteriores foram programados outros ciclos térmicos com taxas de resfriamento variáveis, para se obter maiores informações a respeito dos pontos de início e fim de algumas transformações e de modo a melhorar a determinação dos limites dos campos de fases no diagrama RC, obtidos a partir dos primeiros ciclos de

tratamentos programados. Nestes tratamentos adicionais as taxas de resfriamento variaram na seqüência: (4,0 – 7,0 – 14,0 – 18,0 – 30,0) °C/s.

Com o propósito de determinar o tamanho de grão austenítico, foi programado um ciclo de tratamento térmico que consistiu em um aquecimento (como mostrado no esquema da **Figura 4.2**), seguido de resfriamento com uma taxa de 80°C/s até o campo bifásico ($\alpha + \gamma$), onde os corpos de prova foram mantidos por 60 s, de modo a obter suficiente precipitação de ferrita alotriomórfica nos antigos contornos de grão de austenita. Posteriormente, foram resfriados a 100°C/s até a temperatura ambiente.

4.3.2.1 Interpretação dos resultados

Para a interpretação dos resultados e a determinação dos pontos de início e fim de cada transformação de fase foram utilizadas as curvas de expansão dilatométrica (dL/L_0 vs $f(\theta)$) e sua derivada $d(dL/L_0) / d\theta$ vs $f'(\theta)$, sendo dL/L_0 a variação relativa do comprimento do corpo de prova, e θ a temperatura, em °C.

Figura 4.3 Método de superposição das curvas dL/L_0 vs $f(\theta)$ e $d(dL/L_0) / d\theta$ vs $f'(\theta)$ para a determinação dos pontos críticos de início e fim de transformações de fase. As curvas mostradas correspondem ao aço TRIP-B, quando submetido a um ciclo de resfriamento com uma taxa de 0,5°C/s .

Existem dois critérios para a determinação dos pontos que indicam a ocorrência de uma transformação de fase no material, tanto no aquecimento como no resfriamento. Um desses métodos consiste na superposição das curvas dL/L_0 vs $f(\theta)$ e $d(dL/L_0)/d\theta$ vs $f'(\theta)$, num mesmo sistema de eixos coordenados, como representado na **Figura 4.3**. Os pontos de início e fim de transformações de fase podem ser definidos pelo cruzamento das duas curvas.

O método tradicional para a determinação das temperaturas de transformação conforme **Speich et al. (1988)**, consiste em traçar tangentes às curvas, como mostra a **Figura 4.4**, estipulando-se como ponto de transformação aquele que na curva acentua uma marcante inflexão pela tangente. Neste método considera-se um percentual de início e fim de transformação, geralmente entre 2 e 3 % para o início e entre 97 e 98 % para o fim.

Figura 4.4 Método tradicional para a determinação dos pontos críticos de início e fim de transformações de fase. As curvas mostradas correspondem ao aço TRIP-B, quando submetido a um ciclo de resfriamento com uma taxa de 1°C/s .

Embora o método da tangente seja mais simples de aplicar nem sempre é um método confiável, pois depende da precisão com que tais tangentes possam ser traçadas. Por isso neste trabalho, além de ser aplicado este método, também se utilizou o método da superposição de curvas, permitindo conferir os resultados obtidos entre eles.

4.3.3 Tratamentos isotérmicos no campo intercrítico

Foi estudada a cinética da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ no campo intercrítico do aço TRIP-E (0,2 %C – 1,5 %Mn – 1,5 %Si – 0,035 %Nb), através de ensaios dilatométricos bem como de cálculos feitos utilizando os softwares Thermocalc[®] e Dictra[®] para os ciclos de tratamento indicados na **Figura 4.5**.

Figura 4.5 Esquema que representa o tratamento isotérmico no campo intercrítico.

Os tratamentos exploratórios foram realizados a 700 e 750 °C, durante 900 s, visando estudar o efeito da temperatura e do tempo na fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide, na morfologia das fases e na composição da austenita remanescente.

Utilizou-se o modelo “*Moving Boundary Model*” (Ågren, 1992) implementado no programa Dictra[®] (Borgenstam et al., 2000). Para o cálculo dos parâmetros termodinâmicos foi usada a base de dados TCFE (1999) e as mobilidades atômicas foram calculadas com a base de dados MOB2 (1998). Supõe-se no modelo que as duas fases, ferrita e austenita, sejam separadas por uma interface plana e a velocidade da interface é calculada resolvendo as equações de difusão e de balanço de massa em sistemas multi-componentes (Borgenstam et al., 2000). Na interface em movimento assume-se que prevalecem condições de equilíbrio local, isso quer dizer que não há

diferenças no potencial químico das espécies atômicas em ambos os lados da interface. Cabe salientar que as considerações de interface plana e de equilíbrio local na interface estão desprezando os efeitos de arraste de soluto, tensões elásticas na interface e o efeito da presença de interfaces curvas no potencial termodinâmico. As equações de difusão e de balanço de massa em sistemas multi-componentes são resolvidas no programa DICTRA[®] por meio da técnica de diferenças finitas, podendo-se especificar o tamanho do sistema e as condições de contorno, que para este caso específico é considerado um sistema fechado de espessura igual ao tamanho de grão médio da austenita após laminação controlada. No Apêndice I encontra-se detalhada a sequência de cálculo usada, bem como as especificações das grades de espaço e tempo otimizadas após testes preliminares.

A partir dos resultados obtidos em tratamentos experimentais bem como dos cálculos cinéticos, selecionou-se uma temperatura de recozimento intercrítico T_{RI} de 700°C por um tempo t_{RI} de 180s, de modo a obter uma fração transformada de austenita transformada em ferrita pró-eutetóide entre 30 e 40 %.

As curvas de fração transformada em função do tempo, foram determinadas assumindo-se que as mudanças de volume durante a transformação ocorrem de forma isotrópica, portanto, a fração de volume de ferrita pode ser obtida a partir da curva da variação relativa de comprimento em função da temperatura (Wits et al., 2000).

Tendo em conta que durante o recozimento intercrítico somente estão envolvidas apenas duas fases (α e γ), a fração volumétrica de ferrita, f^α , é determinada por meio da equação:

$$f^\alpha = (\Delta L - \Delta L^\gamma) / (\Delta L^\alpha - \Delta L^\gamma) \quad (\text{Eq. 4.1})$$

onde: (ΔL) é a mudança de comprimento observada na amostra durante a transformação de fase, ΔL^α é o valor limite da mudança de comprimento da ferrita (obtido por extrapolação linear dos dados em baixa temperatura) e ΔL^γ é o valor

limite da mudança de comprimento da austenita (obtido por extrapolação linear dos dados em alta temperatura).

4.3.4 Simulação do resfriamento controlado contendo dois tratamentos isotérmicos consecutivos

O resfriamento controlado contendo dois tratamentos isotérmicos consecutivos constitui uma das etapas mais importantes no tratamento termomecânico dos aços TRIP. O escopo desta simulação foi avaliar a influência do tempo de reação bainítica na fração volumétrica de austenita retida nos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H tendo como base a diferença de composição química entre eles e considerando um tamanho de grão austenítico de partida padrão.

Figura 4.6 Esquema que representa o resfriamento com tratamentos isotérmicos consecutivos.

Para tal, foram simulados ciclos de resfriamento com um primeiro tratamento isotérmico no campo bifásico $\gamma + \alpha$ onde ocorre a decomposição de austenita em ferrita pró-eutetóide, conforme se mostra na **Figura 4.6**. O tempo $t_{RI} = 180$ s é suficiente para obter uma fração volumétrica de ferrita entre 30 e 40 % e não é muito longo para evitar a formação de perlita.

Após o tempo t_{RI} a austenita intercrítica não transformada é resfriada rapidamente até atingir a temperatura do segundo tratamento isotérmico, que é desenvolvido no campo bainítico. Para o tratamento indicado na figura anterior o tempo t_{IS} variou entre 60 e 300 s.

4.4 ENSAIOS DE TORÇÃO A QUENTE

Em uma primeira etapa, os ensaios de torção a quente foram realizados com o intuito de determinar a Temperatura de Não Recristalização (T_{NR}) nas ligas TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H submetendo-os a um mesmo esquema de deformação com taxas de resfriamento variáveis (tempos interpasse variável).

Foram abordados, também, os efeitos da composição química (em particular dos teores de nióbio e nitrogênio) nos fenômenos microestruturais característicos dos aços microligados quando deformados a altas temperaturas, tais como: recristalização estática e precipitação induzida por deformação.

Em uma segunda etapa, os ensaios de torção a quente perseguiram o objetivo de estudar os efeitos do tamanho de grão austenítico e da energia de deformação acumulada na fração volumétrica de austenita retida. Para isso foram simuladas várias rotas de trabalho a quente acima e abaixo da T_{NR} , seguidas de resfriamento controlado.

4.4.1 Equipamento utilizado e corpos de prova

Os ensaios foram realizados em uma máquina horizontal para ensaios de torção a quente, controlada por um computador. Nesta máquina os esforços são aplicados ao corpo de prova por um motor servo elétrico de 6 kVA com velocidade variável de 1 a 2000 rpm, e são medidos por uma célula de carga com capacidade máxima de 1000 kgf x cm.

O eixo da máquina de torção é dividido em duas partes: na extremidade esquerda está localizado o eixo tursor, o qual contém o motor, uma embreagem, um freio eletromagnético e um dispositivo óptico que permite medir o ângulo de rotação e, como consequência, a velocidade imposta pela máquina ao corpo de prova. Na extremidade direita está acoplada a célula de carga e há um movimento de translação que permite a colocação do corpo de prova nesta extremidade.

O corpo de prova é aquecido em um forno de radiação infravermelha de 6 kW acoplado à máquina. A leitura da temperatura, durante o ensaio, é realizada por meio de um termopar Cromel-Alumel, tipo K, inserido na parte útil do corpo de prova e conectado a um controlador de temperatura. Para evitar a oxidação dos corpos de prova durante o aquecimento, adaptou-se um tubo de quartzo ao longo do eixo longitudinal do forno, por onde passa um fluxo contínuo de gás argônio contendo 2% de hidrogênio.

A deformação e a taxa de deformação são calculadas a partir de medidas do ângulo de rotação realizadas por um transdutor de rotação. A aquisição dos dados é realizada por um computador interligado à máquina, que com um programa, controla os ensaios, impondo a temperatura, a deformação, a taxa de deformação, a taxa de aquecimento e de resfriamento e os tempos interpassos.

Os resultados dos ensaios de torção a quente são fornecidos por meio de curvas de tensão versus deformação equivalentes, para a superfície do corpo de prova cilíndrico solicitado por torção. Estas curvas são calculadas a partir do torque e do ângulo de rotação medidos, utilizando as relações propostas por **Bailey (1985)**:

$$s_{eq} = \frac{M\sqrt{3}}{2pR^3}(3+m+n) \quad (\text{Eq.4.2})$$

$$e_{eq} = \frac{Rq}{L\sqrt{3}} \quad (\text{Eq.4.3})$$

onde: M é o torque aplicado, q é o ângulo de rotação, R e L são o raio e o comprimento útil do corpo de prova, m e n são coeficientes que representam a sensibilidade do material às mudanças na taxa de deformação e na deformação, respectivamente.

Corpo de prova para os ensaios de torção a quente

Os corpos de provas para ensaios de torção a quente foram confeccionados a partir de chapas de 15 mm de espessura, obtidas por meio de laminação controlada, na direção de laminação.

A geometria do corpo de prova utilizado se encontra na **Figura 4.7**, consistindo em uma parte central ou região útil, onde ocorreram as deformações, e duas extremidades. Uma das extremidades apresenta uma rosca (extremidade direita, segundo o esquema) enquanto a outra possui um encaixe mecânico.

Figura 4.7 Geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios de torção a quente, dimensões não indicadas em mm.

4.4.2 Simulação de múltiplas deformações com resfriamento contínuo para determinar a T_{NR}

A simulação de múltiplas deformações com resfriamento contínuo é um ensaio comumente usado para estudar diferentes fenômenos induzidos pela deformação, como, por exemplo, a precipitação de carbonetos, nitretos ou carbonitretos de nióbio. Por outro lado, é possível determinar a Temperatura de Não Recristalização (T_{NR}), que indica a temperatura até a qual ocorre a recristalização estática do material

deformado a quente. Outras temperaturas, como A_{R3} e A_{R1} podem ser determinadas por meio destes ensaios.

As simulações de múltiplas deformações com resfriamento contínuo, desenvolvidas neste trabalho, foram feitas com o propósito de determinar a T_{NR} e de avaliar os efeitos do tempo interpasse e da taxa de resfriamento na temperatura T_{NR} . Para tal propósito realizou-se uma série de ensaios nos quais o tempo interpasse (t_{int}) foi incrementado de 10 a 30 segundos. A taxa de resfriamento (V_{RI}) foi, por consequência, decrescida de 3 a 1°C/s , segundo a relação:

$$V_{RI} = \frac{T_i - T_f}{(n - 1)t_{int}} \quad (\text{Eq.4.4})$$

onde: T_i e T_f são a temperatura de inicio e de acabamento da laminação, e n é o número de passes (Sun et al., 1993).

Figura 4.8 Esquema utilizado para a simulação de múltiplas deformações com resfriamento contínuo.

Como indicado na **Figura 4.8**, o esquema de trabalho consistiu em manter o corpo de prova a 1250°C por 600 segundos e em seguida resfriá-lo com taxas variáveis de 1, 2 e 3°C/s. Durante o resfriamento foram feitos 17 passes cada um com deformação verdadeira de 0,3, e com taxa de deformação de 2 s⁻¹. A **Tabela 4.2** mostra os valores dos parâmetros que foram usados neste ensaio.

Tabela 4.2 Parâmetros do ensaio de torção a quente com múltiplas deformações.

Temperaturas de cada passe (°C)					
Passe	T (°C)	Passe	T (°C)	Passe	T (°C)
1	1180	7	1000	13	820
2	1150	8	970	14	790
3	1120	9	940	15	760
4	1090	10	910	16	730
5	1060	11	880	17	700
6	1030	12	850	-	-
Outros parâmetros que se mantiveram fixos					
Taxa de aquecimento (°C/s)	Temperatura de solubilização (°C)	Tempo de encharque (s)	Resfriamento após último passe	Grau de deformação por passe (ε)	Taxa de deformação por passe (? , s ⁻¹)
1,0	1250	600	Água	0,3	2,0

A solubilização a 1250°C foi estimada a partir da determinação da temperatura na qual ocorre a dissolução dos carbonitreto de nióbio na austenita, segundo a **Equação 2.2**.

4.4.2.1 Determinação da tensão média equivalente

A tensão média equivalente é calculada para determinar a temperatura de não recristalização. Para isso, consideram-se as curvas de escoamento plástico que são obtidas nos ensaios de simulação de múltiplas deformações com resfriamento contínuo, como a que se apresenta na **Figura 4.9**.

A tensão média equivalente foi determinada a partir do cálculo da área sob a curva de escoamento plástico correspondente a cada passe, através da equação:

$$\bar{\sigma}_{eq} = \frac{1}{e_b - e_a} \int_{e_a}^{e_b} \sigma_e de_e \quad (\text{Eq.4.5})$$

onde: $\bar{s}_{eq}$ é a tensão média equivalente, $(e_b - e_a)$ são as deformações equivalentes ao passe de interesse, s_e e e_e são a tensão de escoamento e a deformação equivalente, respectivamente.

Figura 4.9 Curva característica de escoamento plástico corresponde ao aço TRIP-D, obtida por ensaios de torção a quente sob condição de múltiplas deformações, com deformação verdadeira por passe de 0,3, taxa de deformação 2 s^{-1} e tempo entre passes de 10 s.

Figura 4.10 Dependência da tensão média equivalente com o inverso da temperatura absoluta correspondente ao aço TRIP-D, usando tempo interpasso de 10 s, taxa de resfriamento interpasso de 3 °C/s , deformação verdadeira de 0,3 por passe e taxa de deformação de 2 s^{-1} .

De acordo com **Boratto et al. 1988**, a partir dos cálculos efetuados foram construídas as curvas de tensão média equivalente $\bar{\sigma}_{eq}$ versus o inverso da temperatura absoluta ($1000/T$) para cada um dos aços estudados, como mostrado na **Figuras 4.10**.

4.4.2.2 Determinação da energia de deformação acumulada na austenita

Está bem estabelecido que a energia de deformação acumulada influencia grandemente as características da transformação de fase da austenita em ferrita, tais como a temperatura de início dessa transformação assim como a sua cinética (**Liu et al., 1996**).

Para determinar a energia de deformação acumulada é necessário fazer algumas considerações tendo como base as curvas que relacionam a tensão média equivalente com o inverso da temperatura absoluta, como mostrado na **Figura 4.10**. Se não houver acumulação de deformação abaixo da T_{NR} , considera-se que a tensão média equivalente continua aumentando em função da temperatura, resultando no prolongamento da linha de tendência (σ_T), como mostrado na **Figura 4.11**, conseqüentemente, não haverá a inclinação na curva (σ_{eq} vs $1000/T$).

Figura 4.11 Representação esquemática da energia de deformação acumulada do aço TRIP-E, deformação verdadeira de 0,3, taxa de deformação de 2 s^{-1} e tempo de interpasso de 10 s.

Se, por outro lado, houver acúmulo de deformação abaixo da T_{NR} , marcada pela inclinação da curva (σ_{eq} vs $1000/T$), o aumento na tensão média equivalente relativo a σ_T ($\sigma_T - \sigma_R$) pode razoavelmente ser assumida pela contribuição da energia de deformação acumulada na austenita, influenciada pelo tempo de interpasse.

Levando-se em conta essas considerações, a energia de deformação acumulada por unidade de volume, após múltiplas deformações abaixo da temperatura de T_{NR} , foi calculada através da expressão modificada da energia de deformação por cisalhamento, proposta por **Liu et al. (1996)**.

$$\Delta G_V^S = \sum_1^n \frac{2}{3} \mathbf{e}_i [(\mathbf{s}_R)_i - (\mathbf{s}_T)_i] \quad (\text{Eq.4.6})$$

Onde: ΔG_V^S é a energia de deformação acumulada total por unidade de volume, n é o número de passes realizados abaixo de T_{NR} , $\mathbf{e}_i$ é a deformação do i -ésimo passe, $\mathbf{s}_{R_i}$ e $\mathbf{s}_{T_i}$ são as tensões médias equivalentes quando há acumulação de deformação e quando não há acúmulo de deformação para o i -ésimo passe, respectivamente.

4.4.3 Simulação de laminação controlada por torção a quente

Visando obter uma microestrutura final dotada de grãos finos contendo frações suficientes de austenita retida, foram simulados dois tratamentos termomecânicos de laminação controlada. Nestas simulações foram variados o grau de deformação e a temperatura de acabamento, com o objetivo de avaliar seus efeitos na fração volumétrica de austenita retida, mantendo-se constante o esquema de resfriamento após a deformação.

O primeiro tratamento termomecânico (TTM) mostrado na **Figura 4.12** refere-se à laminação controlada por recristalização (LCRE), onde o mecanismo de refino de grão é a recristalização estática após cada passe. O material é deformado em altas temperaturas (acima de T_{NR}) seguido de resfriamento contínuo, e sofre recristalização total depois de cada passe.

Figura 4.12 Esquema para a simulação de laminação controlada por recristalização estática.

O grau de deformação foi variado com a finalidade de avaliar o efeito do tamanho de grão austenítico recristalizado na fração volumétrica de austenita retida. Para tal, o esquema de trabalho a quente consistiu no aquecimento até uma temperatura de solubilização de 1250°C por tempo de 600 s, seguido de resfriamento contínuo até 1180°C, temperatura em que se inicia a primeira deformação, conforme se mostra na **Figura 4.12**.

Nesse contexto, foram simulados três seqüências de deformação, consistindo cada um delas em sete deformações com iguais graus e taxas de deformação. Os graus de deformação verdadeira utilizados foram 0,2 (esquema RE – I), 0,3 (esquema RE – II) e 0,4 (esquema RE – III). Outros parâmetros importantes são dados na **Tabela 4.3**.

Para as medidas do tamanho de grão austenítico após a solubilização, os corpos de prova foram temperados em água. Para as medidas após a seqüência de sete deformações, os corpos de provas foram expostos a resfriamento controlado até a

temperatura de recozimento intercrítico, onde permaneceram por 60 s, de modo a delinear os contornos de grão a partir da precipitação de ferrita.

Tabela 4.3 Parâmetros para a simulação de laminação a quente controlada com recristalização estática.

LC	ε_v (acum)	$\dot{\gamma}$ (s ⁻¹)	V_{RI} (°C/s)	Temperatura do passe (°C) / t_{int} (s)						
				1	2	3	4	5	6	7
RE-I	1,4	2,0	2,0	1180 / 35,0	1155 / 12,5	1130 / 12,5	1105 / 12,5	1080 / 12,5	1055 / 12,5	1030 / 12,5
RE-II	2,1									
RE-III	2,8									

A segunda simulação de tratamento termomecânico de laminação controlada que foi simulado refere-se à laminação convencional (LCC), conforme se mostra na **Figura 4.13**, onde as três últimas deformações foram feitas abaixo da T_{NR} . Com este esquema pretendeu-se estudar os efeitos da estrutura austenítica encruada, obtida após o último passe de deformação, na fração volumétrica de austenita retida.

Figura 4.13 Esquema para a simulação de laminação controlada convencional.

A **Figura 4.13**, mostra que o ciclo de deformação a quente consiste nas etapas de solubilização a 1250°C, semelhante ao esquema da **Figura 4.12**, seguida de uma seqüência de sete passes em resfriamento contínuo com velocidade de resfriamento

interpasse de 2°C/s . Desta vez a deformação verdadeira manteve-se constante ($\varepsilon=0,3$) nos quatro primeiros passes (acima da T_{NR}) e variável nos três últimos passes (abaixo da T_{NR}). Nesse sentido, foram projetados três seqüências de deformação (abaixo da T_{NR}) com graus de deformação variáveis nos três últimos passes, sendo estes de 0,25 (esquema C – I), 0,3 (esquema C – II) e 0,35 (esquema C – III). Outros parâmetros importantes são dados na **Tabela 4.4**.

Tabela 4.4 Parâmetros para a simulação de laminação controlada convencional.

LC	ε_{5-7}	ε_v (acum)	$\dot{\gamma}$ (s^{-1})	Temperatura do passe ($^{\circ}\text{C}$) / tint (s)						
				1	2	3	4	5	6	7
C-I	0,75	1,95	2,0	1180 /	1130 /	1080 /	1030 /	960 /	905 /	850 /
C-II	0,90	2,10		35,0	25,0	25,0	25,0	35,0	27,5	27,5
C-III	1,05	2,25								

Uma vez deformados segundo os esquemas de LCC, os corpos de prova foram temperados em água com o intuito de avaliar a possível ocorrência do fenômeno de precipitação induzida por deformação, característico de materiais microligados quando deformados abaixo da T_{NR} .

Em ambos os esquemas de simulação de laminação controlada, mostrados nas **Figuras 4.12 e 4.13**, o resfriamento após o último passe é o mesmo. Este consiste em resfriar o corpo de prova a uma taxa $V_1=2^{\circ}\text{C/s}$ até atingir a temperatura de recozimento intercrítico (T_{RI}) por um tempo (t_{RI}), no qual ocorre a precipitação de ferrita pró-eutetóide em contornos de grãos austeníticos como resultado da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$. Todos os parâmetros utilizados no esquema de resfriamento encontram-se na **Tabela 4.5**.

Tabela 4.5 Parâmetros do resfriamento após a deformação

T_{RI} ($^{\circ}\text{C}$)	t_{RI} (s)	V_1 ($^{\circ}\text{C/s}$)	V_2 ($^{\circ}\text{C/s}$)	T_{IS} ($^{\circ}\text{C}$)	t_{IS} (s)	V_3 ($^{\circ}\text{C/s}$)
750	180	2	$\cong 80$	400	180	Ar

Após o tempo de recozimento intercrítico (t_{RI}) o corpo de prova é resfriado a altas taxas de resfriamento (V_2), por meio da injeção de gás Hélio, até a temperatura de tratamento isotérmico (T_{IS}), na qual permanece por um tempo (t_{IS}) para que ocorra a

transformação bainítica. Após o tratamento isotérmico o corpo de prova é resfriado ao ar.

4.5 LAMINAÇÃO CONTROLADA EM LAMINADOR DE LABORATÓRIO

O propósito dos ensaios de laminação controlada foi obter microestruturas semelhantes às obtidas durante as simulações por meio de torção a quente, bem como estabelecer a correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas destes materiais.

4.5.1 Equipamento utilizado

Os ensaios de laminação a quente foram executados no laminador piloto do Centro de Pesquisas da Companhia Siderúrgica Nacional, de marca FENN-153 com carga máxima de laminação igual a 560 kN e com potência de motor de 15 HP, possuindo dois cilindros de 133,3 mm de diâmetro que giram a uma velocidade máxima de 170 rpm.

O ensaio consistiu no aquecimento do corpo de prova até a temperatura de 1250°C, num forno tipo mufla (marca Brasimet, 12 kW, 220 V e temperatura máxima de 1350°C) adjacente à entrada do laminador, encharque por 600 s e deformação segundo um esquema de reduções pré-determinado.

O ensaio foi feito com o laminador operando no modo reversível, objetivando-se um intervalo de tempo entre passe mínimo (da ordem de 10-15 s), apenas necessário para se efetuar a reversão do sentido de giro dos cilindros e para o ajuste manual do posicionamento do cilindro superior de laminação.

Durante o ensaio a evolução da temperatura foi monitorada durante a aplicação das deformações. Para isso, foi utilizado um termopar de cromel – alumel, encapsulado em um tubo de aço inoxidável com diâmetro de 3,0 mm e com isolamento mineral. O termopar foi inserido no centro do corpo de prova e ligado a um registrador gráfico

com velocidade de carta de 0,635 cm/s, o qual registrou o sinal elétrico proveniente do termopar na forma de gráficos de milivoltagem versus tempo.

Após a laminação, o resfriamento controlado consistiu em dois tratamentos isotérmicos consecutivos, sendo o primeiro um recozimento intercrítico e o segundo um recozimento subcrítico no campo bainítico. Para isso, foi necessário usar um forno (tipo mufla, marca Brasimet, 20 kW, 440 V e temperatura máxima de aquecimento de 1000°C) para o recozimento intercrítico, bem como um forno com banho de sais para o tratamento de recozimento subcrítico. Este último tratamento foi projetado de modo a simular a etapa de bobinamento.

4.5.2 Ciclos de tratamento termomecânico que foram simulados e dimensões dos corpos de prova

Foram simulados dois esquemas de laminação controlada (LCRE – laminação controlada por recristalização estática e LCC – laminação controlada convencional) conforme mostra a **Figura 4.14**. Ambos os programas de tratamento termomecânico consistiram em uma sequência de sete passes de deformação, sendo o primeiro deles realizado na temperatura de 1180°C.

Figura 4.14 Representação esquemática dos ciclos de tratamento termomecânicos estudados.

No tratamento de LCRE, foram realizados três seqüências de deformação com graus de deformação por passes diferentes entre si. Os graus de deformação verdadeira utilizados em cada passe foram 0,2 (esquema RE – I), 0,3 (esquema RE – II) e 0,4 (esquema RE – III). O esquema nominal de reduções assim como os principais parâmetros deste tratamento termomecânico são apresentados na **Tabela 4.6**.

Tabela 4.6 Esquema nominal de reduções e parâmetros para a laminação controlada com recristalização estática.

LC	Parâmetros	Passe número						
		1	2	3	4	5	6	7
RE-I	he (mm)	16,8	14,0	12,0	10,0	8,0	7,0	6,0
	hs (mm)	14,0	12,0	10,0	8,0	7,0	6,0	5,0
	r x passe (%)	16,0	16,0	16,0	16,0	16,0	16,0	16,0
	r acum. (%)	16,0	29,4	40,7	50,1	58,1	64,8	70,4
RE-II	he (mm)	30,0	23,0	18,0	14,0	11,0	8,0	6,0
	hs (mm)	23,0	18,0	14,0	11,0	8,0	6,0	5,0
	r x passe (%)	23,0	23,0	23,0	23,0	23,0	23,0	23,0
	r acum. (%)	23,0	40,7	54,3	64,8	72,9	79,1	83,9
RE-III	he (mm)	55,0	39,0	27,0	19,0	14,0	10,0	7,0
	hs (mm)	39,0	27,0	19,0	14,0	10,0	7,0	5,0
	r x passe (%)	29,4	29,4	29,4	29,4	29,4	29,4	29,4
	r acum. (%)	29,4	50,1	64,8	75,1	82,4	87,6	91,2

No tratamento de LCC (**Figura 4.14**), foram realizados três seqüências de deformação onde os quatro primeiros passes foram realizados com o mesmo grau de deformação, sendo os três últimos abaixo da T_{NR} com diferentes graus de deformação, para avaliar os efeitos da precipitação induzida por deformação e da subestrutura de deformação resultante na fração volumétrica de austenita retida. O grau de deformação verdadeira utilizado nos quatro primeiros passes foi igual a 0,3, e os utilizados nos três últimos passes foram 0,25 (esquema C– I), 0,3 (esquema C – II) e 0,35 (esquema C – III). Neste caso as reduções foram fixadas conforme os graus de deformação aplicados em cada esquema. O esquema nominal de reduções assim como os principais parâmetros deste tratamento termomecânico são apresentados na **Tabela 4.7**.

Tabela 4.7 Esquema nominal de reduções e parâmetros para a laminação controlada convencional.

LC	Parâmetros	Passe número						
		1	2	3	4	5	6	7
C-I	he (mm)	28,0	22,0	17,0	13,0	10,0	8,0	6,0
	hs (mm)	22,0	17,0	13,0	10,0	8,0	6,0	5,0
	r x passe (%)	23,0	23,0	23,0	23,0	20,0	20,0	20,0
	r acum. (%)	23,0	40,7	54,3	64,8	71,7	77,2	82,0
C-II	he (mm)	30,0	23,0	18,0	14,0	11,0	8,0	6,0
	hs (mm)	23,0	18,0	14,0	11,0	8,0	6,0	5,0
	r x passe (%)	23,0	23,0	23,0	23,0	23,0	23,0	23,0
	r acum. (%)	23,0	40,7	54,3	64,8	72,9	79,1	84,0
C-III	he (mm)	32,0	25,0	19,0	15,0	11,0	8,0	6,0
	hs (mm)	25,0	19,0	15,0	11,0	8,0	6,0	5,0
	r x passe (%)	23,0	23,0	23,0	23,0	26,0	26,0	26,0
	r acum. (%)	23,0	40,7	54,3	64,8	74,0	80,8	86,0

Em todos os esquemas de tratamentos termomecânicos, representados na **Figura 4.14**, a laminação foi realizada com um intervalo entre passes da ordem de 10 a 15 s e com uma velocidade de rotação dos cilindros em torno de 40 rpm, proporcionando velocidades de deformação na faixa de 2,0 a 5,0 s⁻¹, compatível com a condição industrial.

As tiras de 5 mm de espessura, obtidas pelas diferentes rotas de trabalho indicadas na **Figura 4.14**, foram expostas a um ciclo de resfriamento controlado que consistiu em um resfriamento ao ar na saída do laminador seguido de um tratamento de recozimento no campo bifásico ($\gamma + \alpha$) a 750°C por 300 s, com o intuito de controlar a fração de ferrita pró-eutetóide precipitada nos contornos de grão da austenita. Posteriormente, as tiras foram tratadas isotermicamente no campo bainítico, introduzindo-as em banho de sais a 400°C por 180 s, visando obter frações apreciáveis de austenita retida ao lado do produto da reação bainítica. Após tratamento isotérmico, os corpos de prova foram resfriados lentamente ao ar.

Dimensões dos corpos de prova

Os corpos de prova para os ensaios de laminação controlada foram usinados diretamente dos lingotes fundidos.

Tornou-se necessário variar as dimensões iniciais dos corpos de prova, de modo a satisfazer as reduções programadas, segundo os esquemas nominais mostrados nas **Tabelas 4.6 e 4.7**, e a posterior elaboração dos corpos de prova para ensaios mecânicos. A **Tabela 4.8** exhibe as dimensões dos corpos de prova para cada uma das rotas de tratamento termomecânico ensaiadas.

Tabela 4.8 Dimensões iniciais dos corpos de prova segundo as rotas de tratamento termomecânico ensaiadas.

	Tratamentos termomecânicos					
	RE-I	RE-II	RE-III	C-I	C-II	C-III
Dimensões (mm)	16,8x50x80	30x50x70	55x50x60	28x50x70	30x50x70	32x50x70

Em cada corpo de prova foi feito um orifício de diâmetro 3,5 mm pelo lado mais comprido, na metade de sua espessura, para a colocação do termopar após o tratamento de solubilização.

4.6 TÉCNICAS DE CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Ao longo do desenvolvimento do trabalho, foram utilizadas as seguintes técnicas de caracterização microestrutural.

- Microscopia óptica, usando microscópio OLYMPUS PME acoplado a câmara CCD Polaroid, com detector de 800 x 600 pixels e resolução máxima de 1600 x 1200 pixels extrapolada numericamente.
- Microscopia eletrônica de varredura, usando equipamento PHILIPS XL30.
- Microscopia eletrônica de transmissão e difração de elétrons em área selecionada.
- Difração de raios X, em equipamento Rigaku modelo Dmax com radiação $K\alpha$ de Molibdênio.
- Microdureza Vickers com carga de 30 g, utilizando microdurômetro Zwick.

Foram feitas análises químicas de manganês, silício e carbono, mediante Espectrometria de Raios X, usando microssondas EDS e WDS acopladas a microscópios eletrônicos de varredura.

4.6.1 Medidas de tamanho de grão austenítico

Para o delineamento dos contornos de grão austeníticos nas amostras temperadas utilizou-se uma solução de Ácido Pícrico (2 g) e Cloreto Férrico (2 g) em Água Destilada (100 ml). O procedimento para o ataque consistiu em se recobrir a superfície da amostra previamente polida com uma película de detergente neutro, e em seguida esfregar um chumaço de algodão embebido no reagente químico. O tempo de duração do ataque foi de apenas 1 minuto.

Além disso, no caso das amostras tratadas isotermicamente no campo de duas fases ($\alpha + \gamma$), adotou-se o critério de revelar o tamanho de grão austenítico a partir da precipitação de ferrita proeutetóide nos contornos de grão, para o qual utilizou-se Nital 2%.

Foi utilizado o método proposto por Hilliard para determinar o tamanho de grão austenítico, de acordo com a Norma **ASTM 112-88**. Este método consiste na superposição de um círculo sobre a microestrutura e na contagem dos contornos de grãos que cortam o círculo. Desta forma o tamanho de grão médio é dado pela equação:

$$D = \frac{L}{MN} \quad (\text{Eq.4.7})$$

onde: D é o diâmetro médio do grão, L é o perímetro do círculo superposto, M é o aumento utilizado na observação e N é o numero de intersecções.

As medidas foram feitas em um microscópio óptico de marca Olympus B201 com uma lente ocular adequada para fazer este tipo de medidas e mediante o analisador de imagem Quantimet 520. Foram analisados quinze campos por amostras e os

aumentos foram tais que o número de intersecções em cada contagem ficasse entre 10 e 30. Fixando o número de contagens, pôde-se avaliar a heterogeneidade de tamanhos de grãos pelos valores do desvio padrão.

4.6.2 Determinação da fração volumétrica de cada fase

Para a revelação da microestrutura utilizou-se o reagente “Le Pêra” (Le Pêra, 1980) o qual ataca de forma diferenciada a cada constituinte conferindo-lhes uma cor característica (tons de verde para a ferrita, marrom para a bainita, amarelo para a austenita retida e martensita e preto no caso da presença de perlita). O ataque é efetuado misturando-se iguais quantidades de duas soluções químicas, uma delas formada por metabisulfito de sódio (2 g) dissolvido em água destilada (100 ml) e a outra formada por ácido pícrico (4 g) dissolvido em álcool etílico (100 ml), e em seguida esfregando um chumaço de algodão embebido no reagente químico sobre a superfície da amostra. O tempo para o ataque foi de 30 s.

A determinação da fração volumétrica de cada fase foi efetuada de acordo com a norma **ASTM 562-1982**. As medidas foram feitas através da superposição de um retículo de 100 pontos sobre a superfície a ser analisada e da contagem dos pontos do reticulado situados sobre o constituinte. A fração foi calculada pela expressão:

$$f_{(f)} = \frac{P_p}{P_t} \times 100 \quad (\text{Eq.4.8})$$

onde: $f_{(f)}$ é a fração volumétrica da fase (**a**, **a_b**, **m**, **g_r**), P_p é o número de intersecções entre os pontos do reticulado e a fase, e P_t é o número total de pontos do reticulado.

As medidas foram feitas em um banco metalográfico através do sistema de análise de imagem Quantimet 520 acoplado diretamente a um microscópio óptico de marca Olympus B201, onde foram analisados vinte campos por amostras. O aumento utilizado para as análises em cada amostra foi selecionado de forma a atender o critério de Hilliard citado na norma **ASTM 562-1982**, ou seja, apenas um ponto do

reticulado deve cair sobre a mesma porção da fase, cuja fração volumétrica esteja sendo calculada.

Foi utilizado, também, analisador de imagem KS-300 (Software para o processamento e análise de imagem instalado no Microscópio de Varredura) para calcular a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide nas amostras que foram submetidas aos programas de tratamento termomecânico por torção a quente e por laminação controlada.

As medidas da fração volumétrica de austenita retida, também, foram determinadas por meio de difração de raios X a partir das intensidades integradas dos picos {(200), (220), (311) e (420)} da austenita e dos picos {(220), (211), (321) e (420)} da ferrita.

Os dados obtidos por difração de raios-X também foram usados para a determinação da concentração de carbono contida na austenita retida, segundo a seguinte expressão empírica de **Cullity (1978)**:

$$a_0 = 3,578 + 0,044\%C_{gr} \quad (\text{Eq.4.9})$$

onde: a_0 é o parâmetro de rede da austenita retida e C_{gr} é a concentração de carbono contida nela. A partir dos cálculos de C_{gr} , foi calculada a temperatura de início da transformação martensítica (M_s) por meio da expressão:

$$M_s = 550 - 360xC_{gr} - 40xMn_{gr} \quad (\text{Eq.4.10})$$

onde: Mn_{gr} corresponde à concentração de Mn contido na austenita retida, e foi estimado como 1,5 vezes a concentração de Mn de cada aço, de acordo com os trabalhos de **Gilmour et al. (1972)** e de **Speich et al. (1981)**.

4.6.3 Procedimentos de extração de réplicas de carbono

As amostras utilizadas para a extração de réplicas de carbono para o estudo de precipitados foram preparadas metalograficamente com polimento em Sílica Coloidal, seguido de ataque em Nital 2%. Na superfície atacada foi depositada uma camada de carbono usando um evaporador sob vácuo.

Sobre a camada depositada foram feitas incisões utilizando-se um estilete, dividindo a superfície das amostras em segmentos quadrados de 3 x 3 mm. Em seguida as amostras foram mergulhadas em uma solução de Nital 20% até dissolver o metal e liberar a réplica de carbono. As réplicas foram sucessivamente lavadas em soluções de acetona e água destilada e montadas em retículos de cobre de 3 mm de diâmetro para a observação por Microscopia Eletrônica de Transmissão.

4.7 ENSAIO DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO

As amostras para o ensaio de resistência a tração foram retiradas da região útil do material laminado a quente na direção longitudinal, descartando-se a região do meio onde foi colocado o termopar e, também, as bordas de cada tira. Os corpos de prova para estes ensaios foram usinados de acordo com as especificações estabelecidas na norma **ABNT NBR 6673-1981**, como mostrado na **Figura 4.15**.

Figura 4.15 Corpo de prova utilizado nos ensaios de resistência a tração, dimensões em mm.

Antes do ensaio o comprimento da parte útil do corpo de prova foi dividido em 10 seções de 5,0 mm cada para se proceder à determinação do alongamento total após a ruptura.

Os ensaios foram efetuados de acordo com a norma **ASTM A370-01-2002**, em uma máquina INSTRON-25t localizada na Companhia Siderúrgica Nacional. Para tal, a máquina foi equipada com uma célula de carga de 10.000 kgf, extensômetro de 50,0 mm e velocidade de ensaio de 0,3 cm/min até atingir o limite de escoamento e de 1,0 cm/min após o limite de escoamento.

Realizaram-se cinco ensaios a partir de cada uma das rotas de tratamentos termomecânicos de laminação controlada ensaiadas em cada material, obtendo-se como resultado diferentes índices que caracterizam o comportamento mecânico dos materiais (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total).

Também foram realizados ensaios de resistência à tração interrompidos, de modo a estudar a transformação induzida por deformação da austenita retida para martensita. Durante o ensaio a interrupção da carga foi feita uma vez atingida a deformação de engenharia de interesse $\epsilon = (0,03, 0,04, 0,09, 0,12, 0,15 \text{ e } 0,18)$. Para tal, utilizaram-se tiras laminadas a quente, resultantes dos esquemas de LCRE com $\epsilon_T = 2,8$, correspondentes aos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS INICIAIS

5.1.1 Caracterização microestrutural

A microestrutura da seção transversal dos aços TRIP (B, D, E, F e H) laminados a quente, são mostradas na **Figura 5.1**.

De forma geral os aços apresentam uma estrutura inicial microconstituída por ferrita e perlita, típica do tratamento térmico de normalização. Observou-se textura alinhada com presença de faixas de ferrita e perlita.

Tanto o tamanho de grão quanto a fração volumétrica dos constituintes microestruturais variou pouco, como pode ser visto na **Tabela 5.1**.

Tabela 5.1 Tamanho de grão austenítico (μm) e medidas de fração volumétrica (%) dos materiais no estado inicial.

		TRIP-B	TRIP-D	TRIP-E	TRIP-F	TRIP-H
Tamanho de grão (μm)		$7,1 \pm 0,8$	$6,8 \pm 0,8$	$6,1 \pm 0,4$	$6,5 \pm 0,7$	$7,0 \pm 0,5$
Fração (%)	α	$67,2 \pm 3,3$	$69,8 \pm 1,8$	$73,4 \pm 3,3$	$69,8 \pm 2,4$	$68,4 \pm 1,7$
	P	$32,8 \pm 3,3$	$30,2 \pm 1,8$	$26,6 \pm 3,3$	$30,2 \pm 2,4$	$31,6 \pm 1,7$
Dureza HV01		$160,4 \pm 2,5$	$166,2 \pm 1,1$	$170,5 \pm 1,3$	$172,1 \pm 1,8$	$181,2 \pm 1,4$

Na **Tabela 5.1** podem ser visto, também, os valores dureza Vickers sob carga de 1 kgf.

As diferenças de dureza observadas entre os aços TRIP-B, TRIP-E e TRIP-H se devem às diferenças nos teores de silício, elemento que endurece por solução sólida à ferrita.

Figura 5.1 Microestrutura dos materiais no estado inicial, mostrando a presença de estrutura ferrítico-perlítica. a) Aço TRIP-B, b) Aço TRIP-D, c) Aço TRIP-E, d) Aço TRIP-F, e) Aço TRIP-H. (MO), reagente: Nital 2%.

5.2 DIAGRAMAS DE FASE

Nas **Figuras 5.2 e 5.3** são mostradas as isopletras do aço TRIP-E calculadas pelo programa Thermocalc ® (Sundman et al., 1985).

(a)

(b)

Figura 5.2 (a) Isopletras Fe – C para a composição química do aço TRIP-E. (b) Detalhe do campo intercrítico para concentrações mais baixas de carbono.

(a)

(b)

Figura 5.3 Isopletas Fe-Mn (a) e Isopletas Fe-Si (b), para a composição química do aço TRIP-E.

De acordo com os digramas das **Figuras 5.2 e 5.3** há uma região bastante extensa onde a austenita está em equilíbrio com o carboneto de nióbio (NbC), ou seja, para uma concentração de carbono fixa existe uma faixa de temperatura na qual é possível a precipitação do NbC. O limite superior desse intervalo corresponde à temperatura a partir da qual o Nb forma solução sólida com a austenita. O limite do campo $\gamma / (\gamma + \text{NbC})$ indica a temperatura em que os precipitados presentes no material são

dissolvidos, propiciando melhor controle na microestrutura durante o trabalho a quente posterior.

A linha que separa o campo γ do campo $\gamma + \text{NbC}$, é conhecida como linha de solubilidade do nióbio na austenita, e pode ser calculada em função dos teores de nióbio e de carbono através da **Equação 2.15** proposta por **Irvine et al. (1967)**.

Aplicando a **Equação 2.15** para uma concentração de Nb constante ($\text{Nb}=0,035\%$) e concentrações variáveis de C (dentro dos limites estabelecidos para os aços TRIP de baixo carbono) obteve-se uma curva bastante próxima à calculada pelo Thermocalc®, como é mostrado na **Figura 5.4**.

Figura 5.4 Variação da solubilidade do Nb na austenita em função da concentração de carbono, de acordo com modelos experimentais e com cálculos termodinâmicos.

Os cálculos termodinâmicos também permitiram determinar as frações de cada fase em equilíbrio para a liga com 0,23% de carbono, em diferentes temperaturas. Os resultados correspondentes às fases γ e α são mostrados na **Figura 5.5**. As frações em massa de NbC calculadas estiveram sempre abaixo de 1% no intervalo de temperaturas avaliado .

Para a mesma liga com 0,23% de C foram determinados, por meio do Thermocalc, os pontos críticos $A_1=728^\circ\text{C}$ e $A_3=866^\circ\text{C}$. Comparando estes valores com os medidos

por dilatometria ($A_{C1}=734^{\circ}\text{C}$ e $A_{C3}=878,9^{\circ}\text{C}$) pode-se verificar uma boa concordância nos resultados.

Figura 5.5 Frações de fases em equilíbrio em função da temperatura.

Observa-se no diagrama da **Figura 5.3(a)** o efeito do manganês em diminuir os pontos críticos da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, e no diagrama da **Figura 5.3(b)** o efeito do silício em aumentar essas temperaturas.

Em temperaturas mais baixas, dependendo das relações estequiométricas entre o carbono e os outros elementos, além do NbC , outros dois carbonetos (M_3C e M_7C_3) estarão em equilíbrio com a ferrita, como indicado na **Figura 5.2(a)**.

Uma das características de maior importância desse sistema é a diferença de solubilidade que apresentaram, o C, o Mn e o Si na austenita e na ferrita abaixo da temperatura A_3 . Esse fato pode influenciar a cinética da decomposição da austenita durante o resfriamento e, conseqüentemente, a estabilidade da austenita retida que pode ser obtida após o resfriamento controlado.

Baseado nos cálculos feitos pelo Thermocalc®, a **Figura 5.6** apresenta a variação de solubilidade desses elementos tanto na austenita quanto na ferrita no intervalo de temperaturas entre A_{R3} e A_{R1} do aço TRIP-E (0,23 %C, 1,5 %Mn e 1,5 %Si).

Figura 5.6 Variação de solubilidade do C (a), Mn (b) e do Si (c) na austenita e na ferrita no intervalo entre A_{R3} e A_{R1} .

Com a diminuição da temperatura de transformação, as concentrações de C e Mn aumentam consideravelmente na austenita, como se observa na **Figura 5.6 (a) e (b)**, respectivamente, e ao mesmo tempo ocorre pouca variação na ferrita. Entretanto, as concentrações de Si variam muito pouco no intervalo de temperaturas onde ocorre a transformação de fase, de acordo com a **Figura 5.6(c)**.

5.3 AVALIAÇÃO DOS CICLOS DE RESFRIAMENTO CONTÍNUO A PARTIR DE ENSAIOS DILATOMÉTRICOS

5.3.1 Determinação de Ac_1 e Ac_3

Para cada um dos aços, foram determinadas as temperaturas de início e fim (Ac_1 e Ac_3 , respectivamente) da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ durante o ciclo de aquecimento. A **Tabela 5.2** mostra as temperaturas Ac_1 e Ac_3 determinadas para os aços TRIP (B, D, E, F, e H).

Tabela 5.2 Temperaturas Ac_1 e Ac_3 determinadas experimentalmente usando uma taxa de aquecimento de $0,25^\circ\text{C/s}$.

Temperaturas °C	Identificação dos aços TRIP				
	B	D	E	F	H
Ac_1	$717,5 \pm 2,4$	$731,3 \pm 1,1$	$734,3 \pm 0,8$	$730,7 \pm 0,6$	$738,4 \pm 0,6$
Ac_3	$867,9 \pm 3,2$	$884,4 \pm 1,8$	$878,9 \pm 1,1$	$882,4 \pm 1,3$	$936,2 \pm 1,1$

Para a determinação das temperaturas críticas Ac_1 e Ac_3 , foi aplicado o método de superposição das curvas dL/L_0 vs $f(\theta)$ e $d(dL/L_0)/d\theta$ vs $f(\theta)$, como especificado no item 4.2.1.2.

Na **Tabela 5.2**, observa-se que as temperaturas Ac_1 e Ac_3 variam com a composição química.

Nas ligas D (1,0% Mn), E (1,5 % Mn) e F (2,0 %Mn)– com 1,5% de Si, o aumento do teor de manganês não alterou os valores das temperaturas Ac_1 e Ac_3 . Nas ligas B (1,0% Si), E (1,5%Si) e H (2,0%Si) com 1,5% de Mn, o aumento do silício provocou um aumento sensível das temperaturas Ac_1 e Ac_3 .

Com base nos resultados apresentados, pode-se dizer que, comparado com o manganês, o silício tem um efeito mais pronunciado sobre o início e fim da transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ nesses aços, o que está de acordo com o sugerido por **Bleck et al. 2002**.

5.3.2 Estudo da transformação g[®] a por resfriamento contínuo

5.3.2.1 Determinação de Ar₃ e Ar₁

Seguindo-se o mesmo procedimento utilizado para determinar as temperaturas Ac₁ e Ac₃, foram determinadas as temperaturas de início e fim de transformações de fases durante o resfriamento Ar₃ e Ar₁, respectivamente. Nos casos mais complexos, em que ocorreram transformações intermediárias, aplicou-se também o método tradicional do traçado de tangentes nas curvas.

A **Tabela 5.3** apresenta as temperaturas Ar₁ e Ar₃ de cada aço, determinadas em ensaios dilatométricos com taxas de resfriamento de 0,25°C/s.

Tabela 5.3 Temperaturas Ar₁ e Ar₃ de cada aço, determinadas experimentalmente usando uma taxa de resfriamento de 0,25°C/s

Temperaturas °C	Identificação dos aços TRIP				
	B	D	E	F	H
Ar ₁	604,4 ± 1,5	635,3 ± 1,9	620,5 ± 6,0	584,2 ± 3,9	625,9 ± 5,0
Ar ₃	713,9 ± 4,9	771,0 ± 3,6	752,7 ± 5,3	751,4 ± 4,5	822,0 ± 5,8

Verificou-se que as temperaturas Ar₁ e Ar₃ do aço TRIP-E, obtidas através de dilatometria, correspondem às determinadas por outros pesquisadores, como **Hanzaki et al. (1993)**. Eles determinaram esses pontos críticos através de ensaios de compressão a quente, em um aço contendo 0,19% de C, 1,54% de Mn e 1,5% de Si e com tamanho médio de grãos austeníticos igual a 45 µm, resultando em Ar₁= 630 ± 5 °C e Ar₃=750 ± 5 °C.

5.3.2.2 Resultados das medidas do tamanho de grão austenítico

Usando a norma **ASTM E 112-88**, o tamanho dos grãos da austenita de partida foi determinado para cada uma das ligas estudadas após o procedimento descrito no item 4.6.1, como se indica na **Tabela 5.4**.

Tabela 5.4 Tamanhos de grão determinados experimentalmente para cada liga

Tamanho de grão	Identificação dos aços TRIP				
	B	D	E	F	H
D (μm)	$34,2 \pm 6,5$	$33,5 \pm 5,2$	$33,7 \pm 3,8$	$34,8 \pm 5,2$	$32,2 \pm 4,1$

De acordo com a **Tabela 5.4**, não houve diferença significativa entre os diâmetros médios de grão nos cinco aços estudados.

5.3.2.3 Morfologia dos produtos da transformação $g \rightarrow a$, obtidos por resfriamento contínuo

De forma geral, em baixas taxas de resfriamento ($0,25-1,0^\circ\text{C/s}$ aços B e F e $0,25-2,5^\circ\text{C/s}$ aços D, E e H), o início da transformação ocorre pela formação de ferrita poligonal (α_p), com nucleação alotriomórfica nos contornos de grãos da austenita anterior. O crescimento subsequente da ferrita formada nos grãos de gama ocorre rapidamente com rejeição do carbono para a austenita.

Em sequência à transformação da ferrita, em baixas taxas de resfriamento, a austenita enriquecida em carbono decompõe-se em perlita. Conforme mostram as micrografias da **Figura 5.7**, a estrutura constitui-se predominantemente por ferrita e perlita.

Para taxas de resfriamento um pouco maiores, ($1,0-2,5^\circ\text{C/s}$ aço B, $2,5-3,0^\circ\text{C/s}$ aço E e $2,5-4,0^\circ\text{C/s}$ aço H), os produtos da decomposição da austenita são a ferrita poligonal, seguida de precipitação de ferrita de Widmanstätten (α_w), e de perlita, como mostra-se nas microfotografias da **Figura 5.8**. Para estas taxas de resfriamento, a ferrita massiva precipita nos contornos de grão da austenita, e a ferrita Widmanstätten (α_w) é observada em regiões ao redor destes contornos. Observa-se, também, algumas lâminas de Widmanstätten secundárias emergindo da própria ferrita massiva.

Figura 5.7 MEV identificando a presença de ferrita poligonal e perlita resfriados com taxa de 0,25°C/s. (a) Aço TRIP-B, (b,c) Aço TRIP-D, (d,e) Aço TRIP-E, (f) Aço TRIP-F e (g,h) Aço TRIP-H. Reagente, Nital 2%.

Figura 5.8 MEV identificando a presença de ferrita poligonal acompanhada por ferrita de Widmanstätten e perlita por resfriamento contínuo. (a, b) Aço TRIP-B (1,0°C/s), (c) Aço TRIP-E (2,5°C/s) e (d) Aço TRIP-H (2,5°C/s). Reagente, Nital 2%.

Para taxas de resfriamento ainda maiores (2,5-5,0°C/s aços D e E e 4,0-7,0°C/s aço H) as plaquetas de ferrita de Widmanstätten adquirem um formato cada vez mais acicular, conforme apresentado na **Figura 5.9 (a,b,c)**. No aço D e E observaram-se algumas ilhas de martensita para taxas de resfriamento de 5°C/s, **Figura 5.9 (a,b)**.

Para o aço F essa estrutura acicular vem acompanhada por abundante quantidade de perlita a partir de taxas de resfriamento ainda mais baixas (a partir de 1,0 até 2,5 °C/s), segundo é mostrado na **Figura 5.9 (d,e,f)**. Em todas as micrografias da Figura 5.9, já observa-se a formação de ferrita quase poligonal (α_q), o que está de acordo com as taxas de resfriamentos utilizadas.

Figura 5.9 MEV mostrando a presença de ferrita do tipo α_q acompanhada de plaquetas de ferrita de Widmanstätten, bainita e martensita nos aços TRIP-D (a) e TRIP-E (b), quando resfriados com taxa de 5°C/s. (c) Micrografia do aço TRIP-H mostrando a presença de ferrita α_q , ferrita de Widmanstätten, perlita e bainita, quando resfriado com taxa de 4°C/s. (d, e, f) descrevem a morfologia do aço TRIP-F, quando resfriado com taxa de 2,5°C/s. Reagente, Nital 2%.

As agulhas de ferrita, ao se formarem, expulsam carbono para a matriz austenítica ainda não transformada, fazendo com que junto à interface ferrita / austenita exista uma alta concentração de átomos de carbono, o que possibilita a precipitação de carbonetos. Desta forma é gerada uma estrutura acicular composta por agulhas de ferrita supersaturada, com carbonetos precipitados nas interfaces entre as agulhas,

dando origem à formação de bainita. Estas características são as que permitem diferenciar a ferrita de Widmanstätten da ferrita bainítica.

Figuras 5.10 MEV mostrando a presença de ferrita quasi-poligonal, bainita e martensita utilizando uma taxa de resfriamento contínuo de 10°C/s. (a) Aço TRIP-B, (b) Aço TRIP-D, (c) Aço TRIP-E, (d) Aço TRIP-F e (e) Aço TRIP-H. Reagente, Nital 2%.

A partir de um determinado intervalo de taxas de resfriamento (2,5-14,0 °C/s aço B, 5,0-40,0°C/s aço D, 4,0-20,0°C/s aço E, 5,0-10,0°C/s aço F e 10,0-20,0°C/s aço H) verifica-se que os tamanhos dos grãos da ferrita pró-eutetóide tornam-se cada vez menores e, além disso, observa-se que a ferrita assume um aspecto quasi-poligonal (α_q). Esse tipo de morfologia da ferrita encontra-se bem descrito por **Araki et al.**

(1991) em trabalhos de caracterização dos produtos de decomposição da austenita por resfriamento contínuo para aços de baixa liga e alta resistência.

Figura 5.11 MEV mostrando a presença de bainita e martensita utilizando altas taxas de resfriamento contínuo. (a) Aço TRIP-B (35,0°C/s), (b) Aço TRIP-D (40,0°C/s), (c) Aço TRIP-E (40,0°C/s), (d) Aço TRIP-F (20,0°C/s) e (e) Aço TRIP-H (40,0°C/s). Reagente, Nital 2%.

A **Figura 5.10** mostram a presença de ferrita muito fina quasi-poligonal (α_q), além de plaquetas de ferrita de Widmanstätten (α_w) no caso dos aços TRIP-D e TRIP-E, nos intervalos de taxas (2,5-14,0 °C/s aço B, 5,0-40,0°C/s aço D, 4,0-20,0°C/s aço E, 5,0-10,0°C/s aço F e 10,0-20,0°C/s aço H). Em algumas regiões, essas plaquetas de ferrita de Widmanstätten originam-se e crescem nos próprios contornos de grãos da

austenita ainda não transformada. Isso é possível para taxas de resfriamento mais altas, como aquelas usadas anteriormente.

De acordo com as micrografias da **Figura 5.10**, nos mesmos intervalos de taxas de resfriamento, a reação de decomposição da austenita completa-se com a formação de agulhas muito finas de ferrita contendo carbonetos nas interfaces, o que evidencia a formação de bainita. Posteriormente há formação de martensita.

Figura 5.12 MEV mostrando a presença de martensita por resfriamento contínuo utilizando taxas de 60°C/s. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente, Nital 2%.

Para altas taxas de resfriamento (14,0-35,0°C/s, aço B, 40,0-60,0°C/s, aço D, 20,0-40,0°C/s aço E, 10,0-20,0°C/s, aço F e 20,0-40,0°C/s, aço H) a transformação é caracterizada pela formação de lamelas muito finas de ferrita bainítica e de agulhas de martensita, como mostrado na **Figura 5.11**. Para essas taxas, já não se observam os precipitados de ferrita (α_q) e as plaquetas de ferrita de Widmanstätten que predominam nas estruturas obtidas com taxas de resfriamento mais baixas. Portanto, a formação da bainita já não é mais retardada pela formação dos produtos de decomposição mostrados anteriormente.

Para taxas de resfriamento maiores que aquelas referidas anteriormente, observou-se uma total transformação martensítica na forma de ripas, conforme mostram as micrografias da **Figura 5.12**.

5.3.2.4 Sumário da morfologia das transformações de fase observadas por microscopia óptica

Uma característica importante associada à cinética global da transformação por resfriamento contínuo, é que cada produto de transformação somente pode ser formado dentro de um certo intervalo de taxa de resfriamento. Isso quer dizer que as novas fases ou constituintes têm associadas uma taxa crítica inferior e uma taxa crítica superior.

As microestruturas obtidas após as diferentes condições de resfriamento contínuo podem ser correlacionadas com as taxas de resfriamento e com a temperatura de início de cada reação, conforme mostrado nas **Tabelas 5.5 à 5.9**. Observa-se uma diminuição gradativa da temperatura de início de formação da ferrita com o aumento da velocidade de resfriamento.

Tabela 5.5 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-B

°C/s	Temperatura de início de transformação ($\pm 5^\circ\text{C}$)					
	α	α_q	α_w	P	B	$\alpha'M$
0,25	713,9	-	-	625,1	-	-
0,5	706,5	-	-	618,6	-	-
1,0	686,2	-	661,6	606,6	-	-
2,5	663,7	663,7	631,7	565,6	515,9	-
4,0	-	652,1	630,0	-	570,3	328,2
5,0	-	637,9	601,4	-	530,8	329,2
7,0	-	604,6	571,3	-	520,0	334,3
10,0	-	551,8	551,8	-	524,0	337,5
14,0	-	535,7	-	-	535,7	351,8
20,0	-	-	-	-	577,8	350,1
25,0	-	-	-	-	575,0	351,8
30,0	-	-	-	-	570,6	346,2
35,0	-	-	-	-	576,8	343,1
40,0	-	-	-	-	-	347,3
50,0	-	-	-	-	-	339,8
60,0	-	-	-	-	-	348,7
70,0	-	-	-	-	-	340,3
80,0	-	-	-	-	-	344,31

Tabela 5.6 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-D

°C/s	Temperatura de início de transformação ($\pm 5^\circ\text{C}$)					
	α	α_q	α_w	P	B	$\alpha'M$
0,25	771,0	-	-	670,5	-	-
0,5	765,2	-	-	660,3	-	-
1,0	763,5	-	-	642,7	-	-
2,5	744,4	-	690,4	624,3	584,3	-
4,0	740,5	-	672,6	622,5	588,9	-
5,0	734,1	734,1	669,9	618,0	590,1	-
7,0	-	720,1	666,6	600,0	600,0	-
10,0	-	700,3	659,0	-	604,5	338,3
15,0	-	664,2	649,2	-	615,5	356,3
20,0	-	641,3	641,3	-	620,0	349,8
40,0	-	630,4	-	-	630,4	353,9
45,0	-	-	-	-	625,3	350,5
50,0	-	-	-	-	622,4	351,2
55,0	-	-	-	-	620,0	352,3
60,0	-	-	-	-	620,6	353,5
70,0	-	-	-	-	-	355,1
80,0	-	-	-	-	-	350,9
90,0	-	-	-	-	-	351,0
100,0	-	-	-	-	-	349,3

Tabela 5.7 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-E

°C/s	Temperatura de início de transformação ($\pm 7^\circ\text{C}$)					
	α	α_q	α_w	P	B	$\alpha'M$
0,25	752,7	-	-	655,3	-	-
0,5	750,1	-	-	648,0	-	-
1,0	740,4	-	-	634,0	-	-
2,5	715,3	-	617,3	582,1	-	-
4,0	695,2	695,2	610,3	558,0	490,2	331,5
5,0	-	688,2	603,5	-	494,7	332,9
7,0	-	671,4	603,5	-	506,6	340,9
10,0	-	644,0	597,2	-	520,0	339,5
15,0	-	615,1	591,3	-	540,3	351,4
20,0	-	590,3	590,3	-	590,3	345,5
25,0	-	-	-	-	592,0	347,6
30,0	-	-	-	-	589,8	350,0
35,0	-	-	-	-	584,3	344,9
40,0	-	-	-	-	586,1	338,5
50,0	-	-	-	-	-	350,1
60,0	-	-	-	-	-	347,9
70,0	-	-	-	-	-	343,1
80,0	-	-	-	-	-	345,5

Tabela 5.8 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-F

°C/s	Temperatura de início de transformação ($\pm 5^\circ\text{C}$)					
	α	α_q	α_w	P	B	$\alpha'M$
0,25	751,4	-	-	630,2	-	-
0,5	732,3	-	-	618,9	-	-
1,0	719,3	-	676,7	601,6	549,3	-
2,5	681,9	-	648,4	-	568,8	322,8
5,0	610,0	610,0	610,0	-	555,0	332,6
10,0	-	550,0	-	-	550,0	341,5
12,0	-	-	-	-	550,0	338,5
14,0	-	-	-	-	553,8	340,8
16,0	-	-	-	-	555,1	342,5
18,0	-	-	-	-	552,9	341,1
20,0	-	-	-	-	551,5	344,0
30,0	-	-	-	-	-	348,0
40,0	-	-	-	-	-	350,0
50,0	-	-	-	-	-	352,6
60,0	-	-	-	-	-	348,2
70,0	-	-	-	-	-	350,6
80,0	-	-	-	-	-	340,0

Tabela 5.9 Correlação microestrutura-taxa de resfriamento-temperatura de início de transformação de cada constituinte no aço TRIP-H

°C/s	Temperatura de início de transformação ($\pm 5^\circ\text{C}$)					
	α	α_q	α_w	P	B	$\alpha'M$
0,25	822,0	-	-	762,4	-	-
0,5	809,8	-	-	759,1	-	-
1,0	804,1	-	-	742,1	-	-
2,5	787,7	-	742,0	717,7	-	-
4,0	775,0	-	728,9	702,6	602,5	-
5,0	766,0	-	717,4	692,9	658,0	-
7,0	747,0	-	706,0	681,3	647,7	350,0
10,0	705,4	705,4	705,4	-	640,0	366,0
20,0	-	649,9	-	-	649,9	366,2
25,0	-	-	-	-	646,6	365,1
30,0	-	-	-	-	640,3	369,2
35,0	-	-	-	-	641,8	371,6
40,0	-	-	-	-	638,0	370,1
50,0	-	-	-	-	-	370,8
60,0	-	-	-	-	-	371,2
70,0	-	-	-	-	-	365,8
80,0	-	-	-	-	-	363,0

Com base nas temperaturas e taxas de resfriamento indicadas nas **Tabelas 5.5 à 5.9** foram construídos os diagramas RC dos cinco aços estudados.

5.3.2.5 Medidas de dureza

As medidas de dureza foram feitas para complementar os resultados obtidos nos ensaios de dilatometria e nas observações microestruturais efetuadas. Na **Tabela 5.10** encontram-se os valores médios de cinco medidas de dureza Vickers (HV01), efetuadas em cada amostra analisada.

Tabela 5.10 Valores médios de dureza de cada aço, em função da taxa de resfriamento.

°C/s	Valores médios de quinze medidas de dureza HV01 em cada aço TRIP				
	B	D	E	F	H
0,25	188,2 ± 2,2	199,4 ± 1,5	186,0 ± 1,4	216,8 ± 2,2	203,4 ± 1,5
0,5	213,6 ± 1,5	200,0 ± 1,0	213,6 ± 2,6	225,4 ± 1,3	213,6 ± 1,5
1,0	215,6 ± 2,6	210,0 ± 2,1	223,2 ± 3,7	303,2 ± 16,9	233,6 ± 3,6
2,5	230,6 ± 6,7	225,4 ± 5,6	240,6 ± 7,2	364,4 ± 5,1	248,2 ± 2,3
5,0	275,2 ± 2,3	265,4 ± 4,1	282,2 ± 10,5	388,4 ± 5,7	296,6 ± 6,5
10,0	329,6 ± 8,9	328,8 ± 7,5	363,8 ± 7,8	438,4 ± 3,7	412,8 ± 5,4
20,0	409,8 ± 8,5	403,6 ± 5,1	437,4 ± 2,2	473,8 ± 4,5	484,0 ± 4,8
40,0	471,4 ± 4,5	472,0 ± 7,2	495,8 ± 10,1	520,0 ± 14,5	515,8 ± 6,0
60,0	495,6 ± 6,1	502,2 ± 6,7	530,6 ± 3,3	527,4 ± 5,5	538,4 ± 5,5
80,0	503,2 ± 5,1	512,4 ± 7,4	529,4 ± 3,3	529,8 ± 6,9	537,2 ± 3,8

Os valores de dureza registrados na **Tabela 5.10** revelaram uma marcada dependência com a taxa de resfriamento aplicada.

De modo a examinar o efeito do silício e do manganês no endurecimento destes materiais, considerou-se pouco significativas as diferenças entre os tamanhos de grãos da austenita (antes de aplicar qualquer taxa de resfriamento) de um aço para outro.

De acordo com a **Figura 5.13 (a)**, quando comparadas as durezas dos aços contendo 1,5% de manganês e teores variáveis de silício – os aços TRIP (B, E e H), observa-se um aumento da dureza com o aumento da concentração de silício, causado pelo seu forte efeito endurecedor por solução sólida na ferrita.

Por outro lado, os dados experimentais indicam que a dureza também aumenta com o aumento da concentração de manganês, como visto na **Figura 5.13(b)**, quando

comparados os aços TRIP (D, E e F) contendo 1,5% de silício e teores variáveis de manganês.

Figura 5.13 Variação da dureza em função da taxa de resfriamento, e de acordo com a composição química dos aços. (a) Aços TRIP com teores variáveis de silício, (b) Aços TRIP com teores variáveis de manganês.

A relação entre a microestrutura e a taxa de resfriamento contínuo foi estudada por Yvan Houbaert¹ em aços contendo 0,17% de C, 1,53% de Mn e 1,93% de Si, através de ensaios dilatométricos. Os resultados de dureza e microestrutura reportados por esse pesquisador são próximos dos obtidos neste trabalho, (243 HV para taxas de 1°C/s, 302HV para taxas de 5°C/s, 419HV para taxas de 10°C/s e 475 para taxas de 20°C/s), correspondentes à liga TRIP-H.

¹ Comunicação pessoal

5.3.2.6 Diagramas de resfriamento contínuo

As **Figuras 5.14 a 5.18** mostram os diagramas de resfriamento contínuo usando as informações constantes das **Tabelas 5.5 à 5.9**.

Figura 5.14 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-B (Fe-1,5Mn-1,0Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.

Figura 5.15 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-D (Fe-1,0Mn-1,5Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.

Figura 5.16 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-E (Fe-1,5Mn-1,5Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.

Figura 5.17 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-F (Fe-2,0Mn-1,5Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.

Figura 5.18 (a) Diagrama de resfriamento contínuo do aço TRIP-H (Fe-1,5Mn-2,0Si). (b) Detalhe do campo intercrítico.

Pode-se observar em uma visão holística que os diagramas de resfriamento traçados possuem aspectos semelhantes entre si. Uma descrição global dos diagramas RC poderia ser feita subdividindo-os em seis regiões de acordo com o constituinte formado. A sequência de transformações, para taxas de até 2,5°C/ s, pode ser definida pela presença de ferrita poligonal (α_p) com nucleação do tipo alotrimórfica, seguida da formação de perlita (P).

Entretanto, com o aumento da taxa de resfriamento, aparece uma região adjacente aos domínios da ferrita poligonal onde se torna possível a precipitação de ferrita quase-poligonal (α_q), seguida da formação de ferrita de Widmanstätten (α_w) e de bainita (B). Estes últimos são produtos da reação da decomposição da austenita em temperaturas intermediárias. Ainda para taxas de resfriamento maiores a formação de martensita se dá diretamente da austenita, em temperaturas de transformação mais baixas.

Uma comparação entre os diagramas RC das ligas contendo 1,5% de manganês, das **Figuras 5.14, 5.16 e 5.18**, mostra que o campo de fase $\gamma + \alpha$ torna-se mais extenso e deslocado para temperaturas mais altas. Observa-se, também, um campo de ferrita de Widmanstätten mais fechado e um campo bainítico mais aberto nas ligas com teores mais altos de silício (TRIP-E e TRIP-H). A tendência deste elemento é acelerar as transformações de fase e, também, deslocar um pouco à esquerda as curvas de início das mesmas, segundo **Bleck (2002)**.

Para os aços contendo 1,5% de silício, TRIP-D (1,0 %Mn), TRIP-E (1,5 %Mn) e TRIP-F (2,0 %Mn), observou-se que o aumento do teor de Mn leva a uma diminuição do campo de ferrita poligonal, tornando mais estreito o intervalo de resfriamento em que esta fase pode se formar no aço TRIP-F, e a um aumento do campo de ferrita de Widmanstätten. Também, se observa nos diagramas das **Figuras 5.15, 5.16 e 5.17** que, com o aumento do teor de manganês, todos os campos de fases são deslocados para a direita.

De acordo com os diagramas RC a reação bainítica geralmente ocorre depois da formação de α_p , α_w e α_q . A partir de certos valores de velocidades de resfriamento (14,0°C/s para TB, 40,0 °C/s para TD, 10,0°C/s para o aço TF e 20,0°C/s para os aços TE e TH), entretanto, pode ocorrer diretamente a partir da austenita.

As **Figuras 5.17 a 5.18 mostram**, também, inicia-se em uma temperatura que independe da taxa de resfriamento, exceto na região em que outros produtos de transformação a precederam.

5.3.2.7 Diagramas T vs T'

Uma maneira alternativa para descrever a cinética global da transformação por resfriamento contínuo é através dos diagramas T vs T', onde T é temperatura de transformação e T' é a taxa de resfriamento. Esses diagramas foram construídos substituindo o eixo das abscissas dos diagramas RC, correspondente ao tempo, pela taxa de resfriamento. Por meio deles, são apresentadas as linhas de início das transformações bainítica e martensítica, em um intervalo de resfriamento em que as temperaturas de início Bs e Ms, respectivamente, independem da taxa.

Os diagramas de resfriamento contínuo no formato T vs T' para cada um dos aços estudados são apresentados nas **Figuras 5.19 a 5.23**.

Figura 5.19 Diagramas de resfriamento contínuo T vs T' do aço TRIP-B (Fe-1,5Mn-1,0Si).

Figura 5.20 Diagramas de resfriamento contínuo T vs T' do aço TRIP-D (Fe-1,0Mn-1,0Si).

Figura 5.21 Diagramas de resfriamento contínuo T vs T' do aço TRIP-E (Fe-1,5Mn-1,5Si).

Figura 5.22 Diagramas de resfriamento contínuo T vs T' do aço TRIP-F (Fe-2,0Mn-1,0Si).

Figura 5.23 Diagramas de resfriamento contínuo T vs T' do aço TRIP-H (Fe-1,5Mn-2,0Si).

Os diagramas T vs T' das **Figuras 5.19 a 5.23** complementaram o estudo da reação bainítica, mostrando o intervalo em que há formação de bainita diretamente da austenita independente da taxa de resfriamento, (14-35°C/s no aço TB, 40-60°C/s no aço TD, 10-20°C/s no aço TF e 20-40°C/s nos aços TE e TH). Ao mesmo tempo, esses diagramas apresentam a taxa de resfriamento a partir da qual se dá a reação martensítica diretamente a partir da fase gama, (40,0°C/s nos aços TB, TE e TH, 60°C/s no aço TD e 30°C/s no aço TF).

Verificou-se nos diagramas T vs T' das **Figuras 5.15, 5.21 e 5.22** dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-F, respectivamente, que o aumento do manganês tende a diminuir a velocidade de resfriamento para a ocorrência das transformações bainíticas e martensíticas, estando de acordo com a discussão anterior.

No entanto, nos aços TRIP-B, TRIP-E e TRIP-H (**Figuras 5.19, 5.21 e 5.23**) o aumento do silício não tem uma influência significativa no intervalo de taxas de resfriamento onde estas transformações ocorrem.

Os valores médios das temperaturas Bs e Ms aparecem indicados na **Tabela 5.11**.

Tabela 5.11 Temperaturas Bs e Ms, determinadas em ensaios de dilatométrica.

Temperaturas °C	Identificação dos aços TRIP				
	B	D	E	F	H
Bs	575,1 ± 3,1	623,7 ± 4,2	588,5 ± 3,2	552,6 ± 1,9	643,3 ± 4,8
Ms	344,1 ± 4,0	352,0 ± 2,3	347,0 ± 2,7	348,2 ± 4,4	368,2 ± 3,6

A **Tabela 5.12** mostra a temperatura Ms calculada utilizando a expressão empírica (**Equação 4.10**), proposta por **Gilmour et al. (1972)**.

Tabela 5.12 Temperatura Ms, calculada através do modelo proposto por **Gilmour et al. (1972)**.

Temperatura °C	Identificação dos aços TRIP				
	B	D	E	F	H
Ms	353,2	380,4	357,2	348,8	367,6

De acordo com a **Tabela 5.12**, os valores de Ms determinados através do modelo empírico mostraram pouca discrepância dos valores determinados experimentalmente. Apesar das diferenças observadas no aço TRIP-D e tendo visto os resultados nos outros aços, a expressão de Gilmour se mostra válida para prever a Ms. Essa equação tem sido muito utilizada para estudar a estabilidade da austenita retida em aços TRIP de baixo carbono (**Sugimoto et al., 1992**), (**Sugimoto et al., 1993**) e (**Sugimoto et al., 1995**).

Na **Figura 5.24** resume-se o efeito do manganês e do silício, nas temperaturas de início das transformações ferrítica (A_{R3}), bainítica (Bs) e martensítica (Ms), de acordo com as discussões anteriores.

De acordo com a **Figura 5.24 (a)** e com os dados das **Tabela 5.3** e **5.11**, para as ligas com 1,5% de silício - ligas D (1,0%Mn), E (1,5%Mn) e H (2,0%Mn), o Mn age no sentido de abaixar tanto A_{R3} como Bs e Ms. Ou seja, o manganês retarda as reações de decomposição da austenita por resfriamento contínuo, por ser um elemento austenitizante que diminui o potencial termodinâmico para que ocorram essas reações. Conforme os resultados experimentais, esse efeito tornou-se menos acentuado para a temperatura A_{R3} (para concentrações superiores a 1,5%) e para a temperatura Ms.

Figura 5.24 Efeito do manganês (a) e do silício (b) nas temperaturas de transformação AR_3 , B_s e M_s .

Quanto às ligas com 1,5% de manganês (aços B, E e H), verifica-se que o silício aumenta significativamente as temperaturas AR_3 , B_s e M_s , pois ele aumenta o potencial termodinâmico para que ocorra a transformação e, portanto, a sua cinética. Por consequência, as temperaturas de início e fim da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$ são mais afetadas pelo silício do que pelo manganês.

5.4 TRANSFORMAÇÃO g®a DURANTE O TRATAMENTO INTERCRÍTICO

A precipitação de ferrita pró-eutetóide foi estudada nas temperaturas de 700 e 750°C no aço 0,2%C – 1,5% Si – 1,5% Mn visando otimizar a fração volumétrica de ferrita após recozimento intercrítico. A seguir discutem-se os principais aspectos que caracterizam a cinética dessa transformação através da comparação entre os resultados obtidos em ensaios dilatométricos e os calculados usando o DICTRA®.

5.4.1 Considerações sobre a cinética de transformação

A **Figura 5.25** mostra a variação da fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide precipitada a 700 e 750°C em função do tempo.

Figura 5.25 Curvas que representam a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide durante transformação isotérmica a 700 e 750 °C até 900 s.

Os dados obtidos na **Figura 5.25** foram ajustados à equação do tipo Avrami [$X = 1 - \exp(-bt^n)$], e a **Tabela 5.13** mostra os coeficientes de ajuste (b e n) obtidos. Observa-se que o tempo para que ocorra a transformação da austenita em ferrita pró-eutetóide é maior a 700°C do que a 750°C. Isso se deve à menor difusividade atômica, cujo efeito prepondera sobre o do aumento do potencial termodinâmico.

Tabela 5.13 Fração de austenita transformada durante o tratamento intercrítico e coeficientes de ajuste (b e n) da equação de Avrami.

Temperatura (°C)	Fração e tempos correspondentes (s)						n	ln(b)
	5%	10%	20%	30%	40%	50%		
700	2,5	19,0	80,0	136,8	210	278	0,86	-5,1
750	1,75	4,25	12,0	23,0	37,5	57,0	0,73	-5,3

A **Figura 5.26** apresenta uma comparação entre as curvas cinéticas de transformação do aço TRIP E, a 750°C determinada por dilatométrica e a calculada utilizando o programa DICTRA®.

Figura 5.26 Comparação entre a variação de fração de ferrita transformada, determinada por dilatométrica e calculada usando DICTRA®.

Como pode ser observado na **Figura 5.26**, existe uma boa correlação entre os valores calculados por termodinâmica computacional e os medidos por dilatométrica.

5.4.2 Cálculo da redistribuição de elementos substitucionais entre as fases durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$

Para o estudo da redistribuição de elementos substitucionais entre as fases durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$, foram simulados ciclos de tratamentos intercríticos a 700 e 750°C por meio de termodinâmica computacional com o programa DICTRA®.

A **Figura 5.27** e **5.28** mostra os perfis de Mn e Si, respectivamente, a 700 e 750°C por um tempo de 900 s.

Figura 5.27 Perfis de concentração de manganês entre as fases α e γ em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico por 900 s a 700°C (a) e 750°C (b).

Figura 5.28 Perfis de concentração de silício entre as fases α e γ em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico por 900 s a 700°C (a) e 750°C (b).

De acordo com as **Figuras 5.27** e **5.28**, observa-se a ausência de partição tanto de Mn como de Si entre a ferrita e a austenita, durante a transformação de fase. A distribuição calculada de ambos os elementos é uniforme em cada fase. Esses resultados indicam que nessas condições de tempo e temperatura o crescimento da

ferrita pró-eutetóide se dá em condições de equilíbrio local com partição desprezível de elementos substitucionais.

Embora ambos os elementos não sofram partição, a presença do pico de concentração na interface é necessária para manter o equilíbrio local, conforme foi estabelecido nas condições de contorno no modelo.

5.4.3 Cálculo da redistribuição de carbono entre as fases durante a transformação $g \rightarrow a$

Para o estudo da redistribuição de carbono foram utilizados os mesmos conjuntos de dados. A **Figura 5.29** mostra os perfis de C a 700 e 750°C nos tempos de 180, 300 e 900 s.

Figura 5.29 Perfis de concentração de carbono entre as fases α e γ em diferentes condições de recozimento intercrítico.

Os perfis de concentração, que são mostrados na **Figura 5.29 (a)**, indicam a ocorrência de partição do C entre a austenita e a ferrita durante todos os tempos de transformação simulados. Nessa figura observa-se uma concentração de carbono muito baixa na ferrita e uma distribuição uniforme até a vizinhança da interface α/γ . Do lado austenítico, observa-se um pico de concentração de carbono nas proximidades da interface, indicando que há enriquecimento de carbono na austenita.

A uma certa distância da interface observa-se a distribuição uniforme de carbono na direção do interior do grão.

A concentração de carbono na austenita torna-se maior conforme aumenta o tempo de tratamento intercrítico e a interface se movimenta. Contudo, a concentração de carbono não chega a atingir o valor estabelecido nas condições de equilíbrio termodinâmico (0,55% a 700°C). Isso é consequência do estabelecimento de um equilíbrio metaestável no qual não ocorre partição de átomos substitucionais.

Nos três tempos estudados a 750°C, indicados na **Figura 5.29 (b)**, a distribuição de C é praticamente uniforme em toda a austenita, observando-se um pico de concentração nas proximidades da interface. Além disso, a concentração de carbono não atinge as concentrações de equilíbrio (0,28%). A explicação para esse comportamento é a mesma que para 700°C.

Figura 5.30 Perfil de concentração do Mn entre as fases α e γ , a 800°C.

Uma simulação do tratamento intercrítico a 800°C por 900s resultou em mudanças nas condições da cinética de crescimento ao se detectar a ocorrência de partição de manganês, como indicado na **Figura 5.30**. Isso leva a pensar que o mecanismo de crescimento passa a ser controlado pela difusão do Mn e do C, o que torna mais lento o processo.

5.4.4 Verificação experimental dos cálculos cinéticos

Com o intuito de otimizar os resultados anteriores, foi simulado um tratamento intercrítico no dilatômetro a 700°C por 180 s. Este tempo foi escolhido com a finalidade de obter uma fração de austenita transformada entre 30 e 40% na microestrutura, como sugerido na literatura (**Hanzaki et al., 1997**) para a obtenção de uma fração volumétrica significativa de austenita retida (após resfriamento controlado).

Figura 5.31 Seqüência do processamento de imagens utilizando o KS 300 para determinar a fração volumétrica de ferrita.

A fração de ferrita foi observada por microscopia óptica e determinada por metalografia quantitativa por meio de análise digital de imagens usando-se o

programa computacional KS 300 (**Figura 5.31**). A fração foi calculada em sete campos microestruturais diferentes, atingindo um valor médio de 32%. Este resultado está dentro do esperado (entre 30 e 40 %), conforme cálculos de fração volumétrica para tempos entre 136,8 e 210 s, conforme foi mostrado na **Tabela 5.13**.

As medidas de manganês e silício em cada constituinte foram determinadas por meio de EDS no Microscópio Eletrônico de Varredura, de modo a obter os perfis de concentração de cada elemento na interface α/γ . As medidas foram feitas ao longo de uma linha imaginária em uma direção que atravessa os campos de α e γ , conforme representado na **Figura 5.32**.

Figura 5.32 MEV representando as linhas para as medidas da concentração de Mn e Si na interface α/γ . Ferrita pró-eutetóide precipitada em contorno de grão e martensita após tratamento intercrítico a 700°C por 180s.

A **Figura 5.33** mostra os gráficos de concentração em função da distância à interface α/γ . Nesse contexto, as variações de concentração do Mn e do Si a ambos lados da interface α/γ são pouco significativas, podendo-se afirmar que não há partição substitucional entre a ferrita e a austenita a 700°C, o que está de acordo com os cálculos cinéticos utilizando DICTRA ®.

As medidas de carbono em cada constituinte foram feitas por meio de microanálise química WDS em Microscópio Eletrônico de Varredura, de modo a traçar seu perfil de concentração desde a interface α/γ , de acordo com a **Figura 5.34**.

Figura 5.33 Perfis de Mn (a) e de Si (b) medidos por EDS em amostras do aço TRIP-E submetidas a tratamento intercrítico a 700°C por 180 s.

Figura 5.34 Perfil de C por WDS na interface α/γ em amostras do aço TRIP-E submetidas a tratamento intercrítico a 700°C por 180 s.

Os resultados das análises químicas por WDS verificam experimentalmente a partição de carbono entre as fases α e γ no aço TRIP-E, quando recozido intercriticamente a 700°C por 180 s, o que está de acordo com os cálculos

termodinâmicos que foram mostrados na **Figura 5.29 (a)**, chegando a níveis muito próximos dos sugeridos na **Figura 5.24 (a)**.

Portanto, considerando os resultados mostrados na **Figura 5.33 (a, b)** junto com os da **Figura 5.34**, assume-se que a taxa de crescimento é dada unicamente pela difusão do carbono na austenita e, também, pelos tempos curtos de tratamento. De acordo com isso, o modelo de crescimento que se ajusta é o equilíbrio local com partição negligível de soluto.

5.5 EFEITO DO TEMPO DE TRATAMENTO ISOTÉRMICO NO CAMPO BAINÍTICO SOBRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA

O tempo de tratamento isotérmico no campo bainítico determina em boa parte a quantidade dos microconstituintes (bainita, austenita retida e martensita) formados durante este tratamento (**Matsumura et al., 1987**) e a estabilidade da austenita retida. A boa escolha do tempo de reação bainítica depende da combinação de muitos fatores como, por exemplo, a composição química, a temperatura de tratamento utilizada e o tamanho de grão da austenita de partida.

De acordo com o esquema de trabalho sugerido na **Figura 4.6**, a austenita remanescente do tratamento intercrítico constitui a fase de partida para a ocorrência da transformação bainítica no tratamento a 400°C. A avaliação do efeito do tempo de reação bainítica na fração volumétrica de austenita retida, foi feita pré-estabelecendo a fração volumétrica de ferrita pró-eutetóide (ao redor de 30 a 35%), para garantir a mesma estrutura de partida.

5.5.1 Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural foi feita através de microscopia óptica, metalografia quantitativa e difração de raios X.

Figura 5.35 Microestruturas e difratogramas de raios X dos aços TRIP-D (a), TRIP-E (b) e TRIP-H (c), após tratamento isotérmico no campo bainítico com tempo de 180 s. Reagente: Le Pêra.

Na **Figura 5.35** são apresentadas as micrografias correspondentes às amostras do tratamento isotérmico com tempo de 180 s nos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H. Como indicado por setas, observa-se a presença de vários constituintes microestruturais. A ferrita poligonal (α_p) é identificada pelas regiões marrom claro, as regiões amareladas correspondem à austenita retida (γ_r) e os pacotes de cor marrom escuro correspondem à presença de ferrita bainítica (α_b^0).

Os locais onde é possível encontrar a austenita retida são bastante variados. Ora ela se encontra envolvida por ferrita poligonal, ora cercada por pacotes de bainita na forma de pontos ou de pequenas partículas, e também entre agulhas de ferrita bainítica formando um arranjo na forma de bastonetes.

Por outro lado, são encontradas na microestrutura algumas regiões amarelas com formato de partículas grossas, o que alguns autores costumam chamar de constituinte MA – martensita-austenita (**Bai, 1998**), (**Guiralt, 1999**). A **Figura 5.36** mostra uma partícula MA vista em microscópio eletrônico de varredura na amostra do aço TRIP-E tratado isotermicamente por 60 s.

Figura 5.36 MEV mostrando a presença de partículas grossas de martensita no aço TE após tratamento isotérmico a 400°C por tempo de 180 s. MEV. Reagente: Nital 2%.

Observou-se que, quanto menor a duração do tratamento isotérmico maior é a quantidade de constituinte MA observado, indicando que a reação bainítica não se completou e, portanto, a austenita remanescente do tratamento intercrítico a 750°C pode se transformar em martensita após o tratamento isotérmico a 400°C.

5.5.1.1 Medidas de fração volumétrica de austenita retida

A fração volumétrica de austenita retida (f_{γ_r}) foi determinada por metalografia quantitativa, de acordo com o procedimento descrito no item 4.6.2, bem como por meio de difração de raios X. Os resultados destas medidas são indicados na **Tabela 5.14**.

Tabela 5.14 Fração volumétrica de austenita retida (%) determinada por metalografia quantitativa e por difração de raios X.

Aços	Tempo de tratamento isotérmico, s.					
	60		180		300	
	Metalografia	DRX	Metalografia	DRX	Metalografia	DRX
TRIP-D	10,20 ± 1,24	11,90	12,60 ± 1,40	14,90	11,40 ± 1,50	12,80
TRIP-E	10,00 ± 1,80	12,01	12,90 ± 1,12	15,30	11,10 ± 1,20	13,28
TRIP-H	12,70 ± 1,48	14,12	15,40 ± 1,32	17,09	14,30 ± 1,70	16,07

Os valores de frações volumétricas de austenita retida mostrados na **Tabela 5.14**, mostraram pouca diferença quando comparados aos resultados obtidos por ambos métodos utilizados.

Com base nos resultados de difração de raios X, calculou-se a concentração de carbono (C_{γ_r}) através da **Equação 4.9**, bem como a temperatura Ms de acordo com a **Equação 4.10**. Os resultados desses cálculos são indicados na **Tabela 5.15**.

Tabela 5.15 Concentração de carbono na austenita retida e temperatura de início de reação martensítica calculados por equações empíricas.

Aços	Tempo de tratamento isotérmico, s.					
	60		180		300	
	C_{γ_r} (%)	Ms (°C)	C_{γ_r} (%)	Ms (°C)	C_{γ_r} (%)	Ms (°C)
TRIP-D	1,35	-2	1,96	-221,6	1,18	59,2
TRIP-E	1,38	-35,6	2,05	-276,8	1,42	-50
TRIP-H	1,8	-194	2,11	-305,6	1,87	-111,2

De acordo com a **Tabela 5.15**, observa-se que foi possível obter até 17% de gr contendo cerca de 2% de C em solução.

5.5.2 Relação entre o tempo de tratamento isotérmico e a fração volumétrica de austenita retida

Os valores medidos foram lançados em gráfico na **Figura 5.37**. Observa-se um máximo na fração volumétrica de austenita retida com o aumento do tempo. Esse máximo é alcançado nos três aços para tempo de tratamento de 180 s. O aumento do tempo leva a um decréscimo menos acentuado da fração volumétrica de austenita retida no aço TRIP-H do que nos outros dois aços. Isso evidencia o papel do silício na cinética da transformação bainítica e, por consequência, na fração volumétrica de austenita retida.

Figura 5.37 Efeito do tempo da reação bainítica na fração volumétrica de austenita retida (a) e na concentração de carbono (b).

A cinética da reação bainítica foi monitorada por dilatometria de tmpera em todas as condies experimentais ensaiadas. A **Figura 5.38** mostra a frao de austenita

intercrítica transformada em bainita para os três aços estudados, tratados isotermicamente a 400°C por 180 s.

Figura 5.38 Efeito do manganês e silício na cinética da reação bainítica durante tratamento isotérmico a 400°C por tempo de 180 s.

As curvas que correspondem aos aços TRIP-D (1,0%Mn) e TRIP-E (1,5Mn%) mostram que o efeito retardador do Mn na cinética da reação bainítica é pouco acentuado nessas condições do ensaio. Entretanto, este atraso da cinética de transformação bainítica pode explicar as diferenças entre as frações volumétricas de austenita retida nos dois aços analisados, sendo estas maiores no aço TRIP-E.

Observa-se que a reação bainítica não é completada em nenhum dos aços. Neste contexto, verificou-se o começo do fenômeno da “stásis”, sendo este mais antecipado no aço TRIP-H, o que justifica a maior fração volumétrica de austenita retida observada. Experimentalmente a “stásis” da transformação está associada à formação da ferrita bainítica isenta de carbonetos (Goldenstein, 1999). Esse comportamento é típico de aços contendo altas concentrações de silício, como é o caso do aço TRIP-H.

Sabe-se que o silício é um elemento que inibe a precipitação de cementita devido a sua baixa solubilidade nessa fase. A cinética de nucleação e crescimento do carboneto passa, então, a ser controlada pela difusão do silício substitucional, fato que atrasa a reação de precipitação. O atraso da precipitação de carbonetos torna possível o enriquecimento em carbono da austenita e, por consequência, o aumento da sua estabilidade termodinâmica. Dessa forma, a temperatura de início da transformação martensítica diminui, conforme é mostrado na **Figura 5.39**, sendo possível obter na microestrutura uma quantidade considerável de austenita retida à temperatura ambiente.

Figura 5.39 Efeito da concentração de carbono contido na austenita retida na temperatura de início da reação martensítica, calculado pela **Equação 4.10**.

O decréscimo da fração volumétrica de austenita retida no tratamento de 300 s está relacionado com a queda da concentração de carbono, induzindo a possível ocorrência de precipitação de carbonetos.

Para explicar esse fenômeno, **Hanzaki et al. (1995)** e **Giralt et al. (1999)** observaram, para aços de composição semelhante aos estudados neste trabalho, que o decréscimo na fração volumétrica de austenita retida ocorre quando o tempo de tratamento é maior que 240 s devido à ocorrência de precipitação de cementita nos contornos das lamelas de ferrita bainítica.

Figura 5.40 Variação da fração volumétrica dos constituintes em função do tempo de reação bainítica a 400°C em um aço com 0,4 %C – 1,5 %Si – 0,8 %Mn, **Matsumura et al. (1987)**.

Também, os trabalhos de **Matsumura et al. (1987)** em um aço 0,4 %C – 1,5 %Si – 0,8 %Mn tratados isotermicamente a 400°C por tempos variáveis, mostraram que para tempos muito curtos durante a transformação bainítica, a formação de austenita retida não atinge o máximo previsto (portanto seu teor de carbono e sua estabilidade são menores). Isso faz com que apareça um excesso de martensita na etapa de resfriamento até a temperatura ambiente e, como resultado, uma menor quantidade de austenita retida (**Figura 5.40**). Isso justifica a presença do constituinte MA nas amostras tratadas com menores tempos.

5.6 ESTUDO DOS FENÔMENOS MICROESTRUTURAIS INDUZIDOS POR DEFORMAÇÃO NA CONDIÇÃO DE MÚLTIPLAS DEFORMAÇÕES

O estudo dos fenômenos microestruturais provocados pela deformação baseou-se em delimitar os trechos de temperaturas onde a deformação plástica leva à ocorrência dos fenômenos de recristalização estática e de precipitação induzida por deformação. Para esse propósito tornou-se necessário a determinação da temperatura de não recristalização através de ensaios de múltiplas deformações com resfriamento variável.

5.6.1 Determinação da T_{NR}

A temperatura de não recristalização foi determinada tendo como base o cálculo da tensão média equivalente segundo o procedimento estabelecido no item 4.4.2.1. Com base nesses cálculos foram construídas as curvas de tensão média equivalente ($\bar{s}_{eq}$) versus o inverso da temperatura absoluta ($1000/T$), obedecendo às condições experimentais impostas nos três aços.

Nas **Figuras 5.41, 5.42 e 5.43** apresentam-se as curvas de $\bar{s}_{eq}$ vs $1000/T$ para os aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H, respectivamente. Nessas curvas observa-se o aumento da tensão média equivalente com a diminuição da temperatura, apresentando em cada caso uma inclinação positiva que corresponde à temperatura de não recristalização. Pode-se considerar isso como um comportamento padrão da tensão média equivalente em cada material, independente de quais sejam as condições de trabalho a quente solicitadas.

Figura 5.41 Dependência da tensão média equivalente com o inverso da temperatura absoluta para o aço TRIP-D, sob deformação de 0,3 por passe, taxa de deformação de $2 s^{-1}$ e taxa de resfriamento interpasse de $1^\circ C/s$ (a), $2^\circ C/s$ (b) e $3^\circ C/s$ (c).

Figura 5.42 Dependência da tensão média equivalente com o inverso da temperatura absoluta para o aço TRIP-E, sob deformação de 0,3 por passe, taxa de deformação de $2 s^{-1}$ e taxa de resfriamento interpasse de $1^{\circ}C/s$ (a), $2^{\circ}C/s$ (b) e $3^{\circ}C/s$ (c).

Figura 5.43 Dependência da tensão média equivalente com o inverso da temperatura absoluta para o aço TRIP-E, sob deformação de 0,3 por passe, taxa de deformação de $2 s^{-1}$ e taxa de resfriamento interpasse de $1^\circ C/s$ (a), $2^\circ C/s$ (b) e $3^\circ C/s$ (c).

A **Tabela 5.16** resume os valores médios de T_{NR} e de A_{R3} , obtidos a partir de três ensaios de torção com múltiplas deformações variando a taxa de resfriamento interpasse.

Tabela 5.16 Valores da T_{NR} e A_{R3} obtidos nas curvas de tensão média equivalente em função da velocidade de resfriamento interpasse.

°C	TRIP-D			TRIP-E			TRIP-H		
	1°C/s	2°C/s	3°C/s	1°C/s	2°C/s	3°C/s	1°C/s	2°C/s	3°C/s
T_{NR}	960±6	968±7	980±4	964±8	980±4	1007±4	994±10	1010±6	1019±2
A_{R3}	796±8	808±7	814±6	760±7	761±6	761±8	823±9	832±5	836±5

Em todas as curvas calculadas percebe-se claramente a presença de três regiões: a primeira região, em temperaturas acima de T_{NR} , é caracterizada pela ocorrência da recristalização estática onde não há acúmulo de deformações de um passe para outro, o que faz o material atingir total amolecimento.

Na segunda região, entre a temperatura A_{R3} e a T_{NR} , a precipitação de carbonetos de nióbio é induzida pelo acúmulo de energia de deformação, de modo que a cinética da recristalização estática é retardada de um passe para outro e, por consequência, não haverá um total amolecimento entre os passes.

Nessa etapa, o aumento da tensão média equivalente não é atribuído somente à diminuição da temperatura, mas também ao retardamento da recristalização estática pela precipitação induzida por deformação. Dessa forma, parte da deformação em um determinado passe é acumulada para o passe seguinte, aumentando o declive da curva.

A terceira região começa em temperaturas mais baixas, no ponto onde aparece uma inclinação negativa na curva de tensão média equivalente, indicando o início da transformação de fase $\gamma \rightarrow \alpha$. Este ponto corresponde à temperatura A_{R3} .

5.6.2 Efeito do tempo de interpasse nas temperaturas T_{NR} e A_{R3}

Os dados experimentais mostrados na **Tabela 5.16** indicam que a dependência da T_{NR} com o tempo de interpasse apresenta um comportamento similar nos três aços estudados, independentemente das diferenças de composição química que existem entre eles. De acordo com a **Figura 5.44** a T_{NR} mostra-se mais dependente do tempo de interpasse até 15 s e, por outro lado, torna-se menos dependente a partir de 15 s.

Figura 5.44 Influência do tempo de interpasse e da concentração de nióbio na temperatura de não recristalização.

Na mesma **Figura 5.44** verifica-se o efeito da concentração de nióbio na T_{NR} . O aço TRIP-H, contendo a maior concentração de nióbio ($\cong 400$ ppm), apresentou os valores mais altos de temperatura de não recristalização, estando de acordo com o trabalho de **Bai et al. (1993)**.

Bai et al., (1993) mostraram a dependência da T_{NR} com o tempo de interpasse, conforme mostra a **Figura 5.45**. Nessa curva de dependência percebem-se três regiões diferentes em função do tempo interpasse: a primeira define-se até um tempo

de interpasse de 12,5 s, a segunda entre 12,5 e 80 s e a terceira para tempos superiores 80 s.

Figura 5.45 Intervalos de dependência da T_{NR} com o tempo interpasse, em um aço 0,04% C – 0,07% Nb – 0,01% N, (Bai et al., 1993).

Na região I não ocorre precipitação, de modo que somente o arraste de soluto é suficiente para o retardamento da recristalização. Na região II ocorre precipitação e, por tanto, o retardamento da recristalização é atribuído à presença de partículas, de modo que a T_{NR} é deslocada para a curva contínua. Se não ocorre nenhuma precipitação, então, a T_{NR} poderia diminuir continuamente ao longo da curva pontilhada. Na região III os tempos de interpasse são tão longos que os precipitados começam a engrossar, levando a um enfraquecimento do seu efeito retardador na cinética da recristalização.

Por outro lado, os resultados experimentais mostrados na **Tabela 5.16** indicam um efeito menos marcante do tempo de interpasse sobre a temperatura A_{R3} , conforme é mostrado na **Figura 5.46**.

Figura 5.46 Influência do tempo de interpasse e da composição química na temperatura A_{R3} .

De acordo com a **Figura 5.46**, em cada aço estudado há um decréscimo pouco acentuado da temperatura A_{R3} na medida em que o tempo de interpasse é incrementado. Acredita-se que a diminuição dessa temperatura é consequência dos efeitos do acúmulo de energia de deformação na austenita em cada passe, quando deformada abaixo de T_{NR} , como foi reportado por **Liu et. al (1996)** e **Medina (1998)**.

Também se destacam na **Figura 5.46** as diferenças significativas entre as temperaturas A_{R3} dos três aços estudados, independentemente de qual seja a condição de tempo no tratamento termomecânico implementado. A principal causa dessas diferenças reside nas diferenças de concentração de manganês e silício na composição química desses aços. O aço TRIP-E, que contém 1,5Mn – 1,5Si, apresenta a menor temperatura A_{R3} .

Por um lado, o aço TRIP-D com teores de manganês inferior a 1,5 % mostrou valores mais altos de A_{R3} quando comparado com o aço TRIP-E, o que permite verificar o efeito do manganês na estabilidade da austenita, retardando a transformação da

austenita. Por outro lado, a temperatura A_{R3} no aço TRIP-H (com 0,04% Nb e 2,0% Si) foi a mais alta devido ao efeito do silício na aceleração da transformação $\gamma \rightarrow \alpha$.

Os resultados da **Figura 5.46** mostram, também, o efeito da deformação na temperatura A_{R3} . Se compararmos as temperaturas A_{R3} determinadas por dilatometria (indicadas na **Tabela 5.3**) com as obtidas através de torção a quente em ensaios de múltiplas deformações (indicadas na **Tabela 5.16**), verifica-se o aumento da temperatura A_{R3} com a deformação.

Isso é de extrema importância para o ajuste do esquema de resfriamento controlado, correspondente ao processamento termomecânico dos aços TRIP, onde se necessita de um tratamento isotérmico logo abaixo da temperatura A_{R3} .

5.6.3 Determinação da energia de deformação acumulada na austenita

A energia de deformação acumulada por unidade de volume, após múltiplas deformações abaixo da temperatura de T_{NR} , foi calculada através da **Equação 4.6**. Os máximos valores de ΔG_V^S obtidos estão resumidos na **Tabela 5.17**.

Tabela 5.17 Energia de deformação acumulada na austenita após múltiplas deformações abaixo de T_{NR} .

Energia de Deformação Acumulada (J/mol)			
Tempo interpasse (s)	TRIP-D	TRIP-E	TRIP-H
10	71,7	94,2	101,7
15	42,2	62,2	70,4
30	38,2	58,2	63,1

A **Figura 5.47 (a,b,c)** mostra a relação entre a energia de deformação acumulada e o inverso da temperatura absoluta para tempos de interpasse diferentes nos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H, respectivamente.

Figura 5.47 Relação entre a energia de deformação acumulada por passes e o tempo de interpasse nos aços TRIP-D (a), TRIP-E (b) e TRIP-H (c).

Nestes gráficos se observa que a energia de deformação acumulada por passes aumenta com a diminuição da temperatura e do tempo de interpasse, independente da composição química do material.

Tempos muito longos de interpasse podem provocar o engrossamento das partículas precipitadas, diminuindo o efeito retardador na cinética da recristalização estática

(Sun et al., 1992). Isso também implica que a recuperação estática durante o tempo de interpasse tenha um papel importante na redução do nível de acumulação de deformação.

5.6.3.1 Efeito da composição química na energia de deformação acumulada

A energia de deformação acumulada total também pode ser avaliada em função da composição química dos aços estudados, como é mostrado na **Figura 5.48**.

Figura 5.48 Influência da composição química na energia de deformação acumulada.

Destaca-se na **Figura 5.48** que os valores mais altos de energia de deformação acumulada pertencem ao aço TRIP-H, com 0,04% de Nb. Isto demonstra a tendência do aumento de ΔG_v^S quando a quantidade de elementos microligantes, como o nióbio, aumenta.

A precipitação de carbonitretos de nióbio, induzida por deformação, constitui um mecanismo de aumento da energia de deformação acumulada e, ao mesmo tempo, de

aceleração da cinética de transformação da austenita agindo como sítios preferenciais para a nucleação de ferrita.

A energia de deformação acumulada proporciona à microestrutura deformada a morfologia, a densidade e a distribuição de estruturas de deformação que atuam como locais para que ocorra a transformação de fase.

5.6.4 Análise microestrutural por microscopia eletrônica de transmissão

Através do uso de difração de elétrons em área selecionada por meio de Microscopia Eletrônica de Transmissão verificou-se a precipitação induzida por deformação. Os precipitados foram identificados como carbonitretos de nióbio do tipo Nb(CN) (com estrutura hexagonal e parâmetro de rede de 3,116 Å) pela interpretação das figuras de difração obtidas a partir das réplicas de extração com carbono.

A identificação foi feita a partir da indexação de cada ponto difratado nos padrões de difração obtidos, tendo em conta o fator de câmera do microscópio de $39,85 \pm 0,25$ Å.mm e a distância de cada ponto ao centro do padrão. Os resultados desses cálculos foram verificados utilizando o programa DIFPAT, versão 1.06.01 (**Carpenter e Benkins, 1991**). Nesse programa são dados de entrada: as distâncias dos pontos difratados ao feixe transmitido, a estrutura cristalina e o parâmetro de rede, confirmando ou não a existência da fase.

Com o propósito de estudar a influência do tempo de interpasso no progresso da precipitação induzida por deformação em condições de resfriamento contínuo, foram extraídas e examinadas por microscopia eletrônica de transmissão as réplicas de carbono dos corpos de provas do aço TRIP-D. Algumas micrografias pertencentes a esse estudo são mostradas na **Figura 5.49**.

Figura 5.49 Imagens de campo claro mostrando a precipitação no aço TRIP-D, após múltiplas deformações com resfriamento contínuo usando tempo de interpasse de 10 s (a), 15 s (b) e 30 s(c).

Quando o tempo de interpasse é de 10 s (taxa de resfriamento de 3°C/s) é notável a densidade e a distribuição aleatória de pequenos precipitados, como ilustrado na **Figura 5.49 (a)**. Com tempo de interpasse de 15 s (taxa de resfriamento de 2°C/s) a densidade dos precipitados é sutilmente aumentada, não havendo diferenças significativas no tamanho e na distribuição dos mesmos, como se observa na **Figura 5.49 (b)**. Quando o tempo de interpasse é de 30 s (taxa de resfriamento de 1°C/s) a densidade é decrescida e o tamanho das partículas é levemente incrementado com relação aos observados para outros tempos (**Figura 49(c)**).

As micrografias de campo claro e campo escuro, assim como o padrão de difração de elétrons de um dos precipitados da **Figura 5.49 (a)**, são mostradas na **Figura 5.50**.

Figura 5.50 Imagens de campo claro (a), campo escuro (b) e diagrama de difração de elétrons (c) de precipitados de carbonitreto de nióbio NbCN no aço TRIP-D, após múltiplas deformações com resfriamento contínuo usando um tempo de interpasso de 10 s.

Apesar de se observar um maior tamanho de partícula na condição onde é maior o tempo interpasso, acredita-se que esse tempo não seja suficiente para afirmar a existência do fenômeno de engrossamento de precipitados. De acordo com a pesquisa de **Bai et al. (1993)** o fenômeno de engrossamento de precipitados ocorre para tempos maiores que 80 s para um aço de baixo carbono microligado com Nb (**Figura 5.45**).

5.7 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA A PARTIR DE LAMINAÇÃO CONTROLADA POR RECRISTALIZAÇÃO ESTÁTICA SIMULADA POR TORÇÃO A QUENTE

Neste contexto, o interesse foi avaliar o efeito de algumas das variáveis do processo termomecânico, tais como o grau de deformação e a temperatura de acabamento no tamanho de grão austenítico recristalizado, de modo a obter condições de partida diferentes para que ocorra a transformação de fase durante o resfriamento posterior.

5.7.1 Medidas de tamanho de grão austenítico

O tamanho de grão austenítico foi medido nas amostras submetidas aos ciclos de deformação acima da temperatura de não recristalização, de acordo com o esquema representado na **Figura 4.11**. As medidas foram feitas em quinze campos microestruturais, seguindo o procedimento estabelecido no item 4.6.1. Os resultados são apresentados na **Tabela 5.18**.

Tabela 5.18 Tamanhos de grão austenítico recristalizado medidos por metalografia quantitativa e calculados pelo modelo de **Sellars (1990)**.

Aço	Tamanho de grão para LCRE em função da deformação total (μm)					
	$\epsilon_T = 1,4$		$\epsilon_T = 2,1$		$\epsilon_T = 2,8$	
	Experimental	Calculado	Experimental	Calculado	Experimental	Calculado
TRIP-D	$31,4 \pm 7,4$	30,56	$26,6 \pm 3,4$	23,29	$19,3 \pm 3,3$	19,20
TRIP-E	$27,3 \pm 3,8$		$23,3 \pm 5,8$		$17,1 \pm 2,4$	
TRIP-H	$26,2 \pm 4,6$		$22,5 \pm 5,2$		$16,9 \pm 2,6$	

Além disso, foi calculado o tamanho de grão recristalizado por meio do modelo empírico (**Equação 2.11**) proposto por **Sellars (1990)**. Para tal propósito, determinou-se o tamanho de grão da austenita de partida (prévio à deformação) em amostras submetidas à têmpera em água depois de um tratamento de solubilização a 1250°C por 600 s. Neste caso, o tamanho de grão inicial foi de $200 \pm 5 \mu\text{m}$. Os resultados destes cálculos são dados na **Tabela 5.18**.

De acordo com a **Tabela 5.18**, as discrepâncias observadas entre os valores medidos experimentalmente e os calculados pelo modelo de Sellars são pouco significativos.

5.7.2 Caracterização microestrutural das amostras deformadas acima da T_{NR}

Para a determinação da distribuição de austenita retida na microestrutura foi utilizada a técnica de metalografia colorida, conseguindo-se destacar cada constituinte microestrutural com uma cor diferente. As amostras também foram estudadas por meio de metalografia quantitativa e difração de raios X.

A **Figura 5.51** mostra as micrografias e os difratogramas de raios X dos três aços submetidos ao tratamento termomecânico de laminação controlada com recristalização estática, na condição de deformação menos severa ($\epsilon_T=1,4$).

As regiões de cor marrom claro são identificadas como ferrita poligonal, as partes marrom escuro correspondem à bainita, e as amarelas correspondem à austenita retida.

Os locais onde é possível encontrar a austenita retida são bastante variados, e estão indicados por setas, na **Figura 5.51**. Ora essa fase se encontra envolvida por ferrita poligonal (I), ora cercada por pacotes de bainita na forma de pontos ou de pequenas partículas (II), ora entre agulhas de ferrita bainítica formando um arranjo de bastonetes (III).

Os locais com formato de partículas grossas (IV) na **Figura 5.51** foram identificados por microscopia eletrônica de varredura como microconstituente MA, de acordo com a **Figura 5.52**.

Figura 5.51 Imagens obtidas através de ataque colorido e difratogramas das amostras deformadas com $\varepsilon_T = 1,4$, destacando a presença de ferrita poligonal, bainita, austenita retida e regiões de martensita-austenita. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente: Le Pêra.

Figura 5.52 Micrografia do constituinte MA observado por MEV, após o tratamento termomecânico de LCRE com $\epsilon_T = 1,4$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente: Nital 2%.

Observaram-se, também, variações no tamanho dos pacotes de bainita, conforme se ilustra na **Figura 5.53**. De acordo com essa figura, os maiores pacotes de bainita foram observados nas amostras de maior tamanho de grão pertencente ao estado menos deformado (**Figura 5.53 (a, d, h)**), o que está de acordo com outras pesquisas (**McQueen, 1975**).

Associado a isso, o exame microestrutural da **Figura 5.53** revelou a presença de pacotes de bainita com maior fração volumétrica de lâminas de ferrita bainítica, à medida que o tamanho de grão austenítico aumenta, reduzindo-se, por consequência, a fração volumétrica de camadas intermediárias de austenita remanescente.

Figura 5.53 Micrografia óptica mostrando o efeito do tamanho de grão austenítico na morfologia da transformação bainítica. (a,b,c) correspondem ao aço TRIP-D, (d,e,f) ao aço TRIP-E e (g,h,i) ao aço TRIP-H, quando deformados com ϵ_T de 1,4, 2,1 e 2,8, respectivamente. Reagente: Nital 2%.

Por outro lado, quanto maior o tamanho do pacote bainítico, mais grosseiro é o tamanho das partículas de austenita presas entre os mesmos, sendo essas partículas menos estáveis e mais propensas a se transformarem em bainita inferior ou martensita no resfriamento posterior. Quanto mais finas são as camadas intermediárias de austenita remanescente, e menores as partículas de austenita presas entre os pacotes, mais baixa é a temperatura do início da transformação martensítica (M_s), portanto, mais alta é a estabilidade da austenita e mais alta é a fração volumétrica de austenita retida no final do processo (Hanzaki et al., 1997).

5.7.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica M_s

A fração volumétrica de austenita retida foi determinada por metalografia quantitativa e por meio de difração de raios X, de acordo com o procedimento descrito no item 4.6.2. Os resultados deste estudo são mostrados na **Tabela 5.19**.

Na mesma Tabela também são apresentados os resultados dos cálculos da concentração de carbono contido na austenita retida (f_{γ_r}), e do ponto de início de transformação martensítica (M_s), através das **Equações 4.9** e **4.10**, respectivamente.

Tabela 5.19 Resultados das medidas de f_{γ_r} e dos cálculos de C_{γ_r} e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânico de LCRE simulados por torção a quente.

Aço	$\epsilon_T = 1,4$				$\epsilon_T = 2,1$				$\epsilon_T = 2,8$			
	f_{γ_r} (%)		C_{γ_r} (%)	M_s (°C)	f_{γ_r} (%)		C_{γ_r} (%)	M_s (°C)	f_{γ_r} (%)		C_{γ_r} (%)	M_s (°C)
	Metal.	DRX			Metal.	DRX			Metal.	DRX		
TD	10,13 ± 1,1	9,36	0,82	188,8	12,73 ± 1,2	11,73	1,15	70	13,66 ± 1,1	13,12	1,28	23,2
TE	11,9 ± 1,5	10,53	1,08	72,4	12,9 ± 1,8	12,33	1,45	-60,8	13,7 ± 1,1	14,01	1,78	-179,6
TH	10,9 ± 1,8	11,23	1,22	14,8	14,2 ± 1,3	13,11	1,46	-71,6	14,0 ± 1,6	14,84	1,95	-248,0

De acordo com os resultados apresentados na **Tabela 5.19**, em cada aço a fração volumétrica de austenita mostra um acréscimo de até um 30 % na condição de deformação mais severa ($\epsilon_T=2,8$), quando se compara à fração obtida na condição de menor deformação ($\epsilon_T=1,4$). A explicação para esse comportamento encontra-se nas

diferenças no tamanho de grão austenítico recristalizado gerado em cada condição de deformação, que será discutido a seguir.

Por outro lado, as maiores diferenças, tanto de porcentagem de austenita retida, quanto de teor de carbono dessa fase são encontradas comprando-se os três aços estudados. O aço TH chega a ter quase 15 % de austenita retida contendo quase 2% de carbono em solução.

5.7.4 Discussão a respeito do efeito do tamanho de grão austenítico de partida na fração volumétrica de austenita retida

A **Figura 5.54**, mostra a variação da fração volumétrica de austenita retida, bem como da concentração de carbono e da temperatura de início da transformação martensítica com a deformação total aplicada em cada aço na região de recristalização estática.

Deve-se mencionar que, com o intuito de particularizar o efeito do tamanho de grão austenítico de partida na fração volumétrica de austenita retida, os parâmetros do resfriamento foram mantidos constantes (tanto no recozimento intercrítico quanto no tratamento isotérmico no campo bainítico), uma vez que se espera a mesma fração volumétrica de ferrita poligonal e as mesmas considerações cinéticas para que ocorra a reação bainítica.

Como se observa na **Figura 5.54**, nos três aços estudados o aumento da deformação leva a um aumento da fração volumétrica de austenita retida e da concentração de carbono contida nela, favorecendo desta forma a sua estabilidade termodinâmica, diminuindo, assim, a temperatura de início de transformação martensítica. Isso está diretamente relacionado com o tamanho e a morfologia dos pacotes de bainita, produto da transformação bainítica durante o tratamento isotérmico a 400°C, assim como com os arranjos de austenita retida, descritos anteriormente.

Figura 5.54 (a,b) Relação entre a fração volumétrica de austenita retida (γ_r) e a , concentração de carbono ($C\text{-}\gamma_r$) com o grau de deformação no esquema de LCRE simulado por torção a quente. (b) Relação entre a temperatura Ms com a concentração de carbono contida na austenita retida.

Observam-se, também, diferenças entre os três aços no que diz respeito à fração de austenita retida, bem como à concentração de carbono e ao ponto Ms. Este comportamento pode ser explicado utilizando os resultados de cinética de transformação bainítica em tratamento isotérmico a 400°C durante 180s, obtidos por dilatométrica, comparando-se, por um lado, os aços TRIP-D e TRIP-E com diferentes concentrações de Mn e, por outro lado, os aços TRIP-E e TRIP-H com diferentes concentrações de Si.

Deve-se lembrar que nos três aços houve formação de ferrita durante o recozimento intercrítico contribuindo para a obtenção de valores mais elevados de austenita retida.

A formação de ferrita ocorre nos contornos de grãos austeníticos e é influenciada por vários fatores, entre eles: o tamanho de grão de partida, o tempo de reação $\gamma \rightarrow \alpha$, etc. O refinamento de grão austenítico aumenta a área total de interface γ/α fazendo com que aumente a taxa de nucleação e a taxa de difusão do carbono e do manganês na frente da interface, durante o crescimento da ferrita. Tudo isso, provavelmente, leva à partição mais rápida destes elementos.

O enriquecimento em carbono da austenita não transformada resulta em um aumento da sua estabilidade o que contribui para o aumento da fração de austenita retida na transformação bainítica subsequente.

O efeito retardador do Mn na cinética da reação bainítica foi monitorado por dilatométrica de têmpera, de acordo com os resultados descritos no item 5.5.2. As curvas cinéticas da transformação da austenita intercrítica em bainita (**Figura 5.38**) obtidas por dilatométrica, mostraram maior fração volumétrica de austenita retida onde o efeito do manganês leva ao atraso da cinética da reação bainítica (aço TRIP-E).

Entretanto, o refinamento de grão leva a um aumento da taxa da transformação bainítica, devido ao aumento do número de sítios de nucleação nas interfaces γ/α e γ

/ γ , favorecendo a difusão de carbono das lamelas de ferrita bainítica para a austenita. Isso leva ao aumento da fração volumétrica de austenita retida.

De acordo com os resultados experimentais, o efeito do tamanho de grão austenítico na cinética da transformação bainítica é mais acentuado do que o efeito do manganês. Isso permite explicar o incremento da fração volumétrica de austenita retida com o aumento da deformação total.

Os resultados da **Figura 5.54 (a)**, mostram o aumento da fração volumétrica de austenita retida no aço TRIP-H, quando comparado com o aço TRIP-E. Isso permite verificar o efeito do silício no atraso da precipitação de carbonetos durante a reação bainítica, tornando possível o enriquecimento em carbono da austenita, de acordo com a **Figura 5.54 (b)** e, por conseqüência, o aumento da sua estabilidade termodinâmica. Desta forma, a temperatura de início da transformação martensítica diminui conforme é mostrado na **Figura 5.54 (c)**, sendo possível obter na microestrutura uma quantidade considerável de austenita retida à temperatura ambiente.

Outro argumento a respeito das diferenças nas frações volumétricas de austenita retida nos três aços estudados é o efeito do nióbio. Para esta discussão, considerou-se que o nióbio está totalmente dissolvido na austenita tendo em conta as condições do ciclo de aquecimento e a seqüência de deformações efetuadas acima da T_{NR} , como sugerido no esquema de laminação controlada com recristalização estática tratamento termomecânico (**Figura 4.11**). Nessas condições a precipitação de carbonetos de nióbio não é promovida pela deformação.

Da literatura (**Hansen et al., 1980**) sabe-se que acima da temperatura de não recristalização parte do nióbio permanece em solução sólida, sem formar precipitados. Segundo o mecanismo de arraste de soluto (**Bradley et al., 1981**), (**Reynold et al., 1990**), o nióbio em solução, devido a sua afinidade pelo carbono e às diferenças de tamanhos atômicos entre o Nb e o Fe da matriz, deve segregar para os contornos de grãos austeníticos.

Isso causa uma diminuição da atividade do carbono na austenita, devido à atração entre átomos de carbono e nióbio, nas regiões dos contornos de grão e, por consequência, aumenta a temperabilidade da austenita, retardando assim a formação de ferrita (Hanzaki et al., 1997). A presença de nióbio em solução promove diminuição da temperatura M_s tornando a austenita mais estável.

Portanto, a diferença na fração volumétrica de austenita retida também pode ser explicada pelas diferenças na concentração de nióbio nos três aços estudados, apresentando os valores mais altos de fração de austenita retida o aço TRIP-H (mais rico em nióbio).

5.8 INFLUÊNCIA DA ENERGIA DE DEFORMAÇÃO ACUMULADA NA FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE AUSTENITA RETIDA A PARTIR DE LAMINAÇÃO CONTROLADA CONVENCIONAL SIMULADA POR TORÇÃO A QUENTE

A influência do tratamento termomecânico de laminação controlada convencional na fração volumétrica de austenita retida foi estudada através de simulações por torção a quente.

Nesse contexto, foram desenvolvidos três esquemas de tratamento termomecânico onde foi variado o grau total das três últimas deformações, sendo estas aplicadas abaixo da temperatura de não recristalização, de modo a obter condições de partida diferentes para a ocorrência da transformação de fase posterior.

5.8.1 Medidas de tamanho de grão austenítico

O tamanho de grão austenítico foi medido em quinze campos microestruturais, seguindo o procedimento estabelecido no item 4.2.5.1. Os resultados são dados na **Tabela 5.20**.

Tabela 5.20 Tamanhos de grão austenítico medidos por metalografia quantitativa e calculados através do modelo de **Yada et al., (1988)** apud **Jonas et al., (2001)**.

Aço	Tamanho de grão para LCRE em função da deformação total (μm)					
	$\epsilon_T = 1,95$		$\epsilon_T = 2,1$		$\epsilon_T = 2,25$	
	Experimental	Calculado	Experimental	Calculado	Experimental	Calculado
TRIP-D	$11,2 \pm 1,2$	11,25	$8,6 \pm 1,2$	9,85	$7,2 \pm 0,6$	8,64
TRIP-E	$10,3 \pm 0,9$		$8,1 \pm 0,7$		$6,9 \pm 0,4$	
TRIP-H	$9,10 \pm 1,1$		$7,6 \pm 0,6$		$6,7 \pm 0,4$	

Por outro lado, determinou-se o tamanho de grão recristalizado por meio do modelo empírico (**Equação 2.12**) proposto por **Yada et al., (1988)** apud **Jonas et al., (2001)**. Para isso, o tamanho de grão da austenita prévio à deformação foi de $200 \pm 5 \mu\text{m}$. Os resultados destes cálculos são dados na **Tabela 5.20**, mostrando uma boa correspondência entre o modelo empírico e as medidas metalográficas.

5.8.2 Caracterização microestrutural das amostras deformadas abaixo da T_{NR}

Do mesmo modo que nos tratamentos termomecânicos de laminação controlada com recristalização estática, a microestrutura dos três aços estudados está constituída por uma abundante quantidade de ferrita, bainita e austenita retida. Na **Figura 5.55** apresenta-se uma imagem da microestrutura característica de cada um dos aços quando submetidos a deformações abaixo da T_{NR} com grau de deformação $\epsilon_T = 2,1$.

Entretanto, observou-se a presença de perlita em algumas regiões da microestrutura. A perlita foi detectada em maior proporção no aço TRIP-D quando deformado na condição mais severa ($\epsilon_T = 2,25$), e nos aços TRIP-E e TRIP-H quando deformados com ϵ_T a partir de 2,1.

A **Figura 5.56** mostra as micrografias correspondentes às amostras deformadas com $\epsilon_T = 2,25$ de cada aço estudado. O exame microestrutural revelou uma microestrutura de grãos muito finos, orientados na forma de bandas. Estas bandas microestruturais são características dos processos de deformação abaixo da T_{NR} , sugerindo a inibição da recristalização estática entre cada deformação.

Figura 5.55 MEV mostrando a presença de ferrita, bainita e martensita nas amostras deformadas com $\varepsilon_T = 2,1$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H.

Figura 5.56 Micrografias obtidas por microscopia óptica identificando a presença de perlita após tratamento termomecânico com $\varepsilon_T = 2,25$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E, (c) Aço TRIP-H. Reagente: Nital 2%.

5.8.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica M_s

A fração volumétrica de austenita retida foi determinada pelos mesmos procedimentos descritos no item 4.2.5.2. Os resultados obtidos são apresentados na **Tabela 5.21**.

Os resultados da **Tabela 5.21** mostram que, apesar da pouca diferença entre a deformação total nas três condições ensaiadas, a variação na fração volumétrica de austenita retida é bem definida, e influencia consideravelmente a concentração de carbono correspondente e no ponto M_s , em cada um dos aços estudados.

Tabela 5.21 Resultados das medidas de $f_{\gamma r}$ e dos cálculos de $C_{\gamma r}$ e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânicos de LCC simulados por torção a quente.

Aço	$\epsilon_T = 1,95$				$\epsilon_T = 2,1$				$\epsilon_T = 2,25$			
	$f_{\gamma r} (\%)$		$C_{\gamma r} (\%)$	$M_s (^\circ C)$	$f_{\gamma r} (\%)$		$C_{\gamma r} (\%)$	$M_s (^\circ C)$	$f_{\gamma r} (\%)$		$C_{\gamma r} (\%)$	$M_s (^\circ C)$
	Metal.	DRX			Metal.	DRX			Metal.	DRX		
TD	11,9 $\pm 1,0$	12,8	1,18	59,2	10,1 $\pm 1,2$	10,44	1,06	102,4	9,26 $\pm 1,3$	8,71	0,72	224,8
TE	14,9 $\pm 1,5$	13,6	1,50	-78,8	13,1 $\pm 1,8$	11,7	1,15	47,2	11,7 $\pm 1,1$	9,6	0,82	166,0
TH	13,0 $\pm 1,8$	13,9	1,80	-194	12,2 $\pm 1,3$	11,8	1,31	-17,6	11,9 $\pm 1,6$	10,4	1,06	72,4

Observa-se, também, o acréscimo da temperatura de início da transformação martensítica com o aumento da deformação total em cada aço, o que está relacionado com o efeito da energia de deformação acumulada na fração volumétrica de austenita retida, que será discutido a seguir.

5.8.4 Discussão a respeito do efeito da energia de deformação acumulada na fração volumétrica de austenita retida quando o material é deformado abaixo da T_{NR}

A **Figura 5.57** mostra a relação entre a fração volumétrica de austenita retida, a concentração de carbono e a temperatura de início da transformação martensítica com a deformação total aplicada nos ensaios de torção a quente para simular a laminação controlada convencional.

A diminuição da temperatura de deformação ($T_{FD} < T_{NR}$) promove a precipitação de carbonitretos, reduzindo o teor de nióbio em solução sólida e criando na austenita uma estrutura de deformação com alta densidade de discordâncias e bandas de deformação, que aceleram a reação de decomposição da austenita, de acordo com o item 5.5.4. Esses efeitos preponderam sobre o efeito da diminuição do tamanho de grão observado na série de experimentos anteriores de laminação controlada com recristalização estática.

Figura 5.57 (a,b) Relação entre a fração volumétrica de austenita retida (γ_r) e a , concentração de carbono (C_{γ_r}) com o grau de deformação no esquema de LCC. (b) Relação entre a temperatura M_s com a concentração de carbono contido na austenita retida.

Observa-se na **Figura 5.57** que quando a deformação na região de não recristalização aumenta, obtém-se um decréscimo da fração volumétrica de austenita retida e da concentração de carbono contida nela, em cada um dos aços estudados, provocando

aumentos consideráveis na temperatura de início de transformação martensítica, o que limita a sua estabilidade termodinâmica à temperatura ambiente. Esse efeito se deve provavelmente a uma variação da concentração de nióbio em solução.

O aumento da taxa de transformação leva à redução do tempo de recozimento intercrítico na região de duas fases ($\gamma \rightarrow \alpha$), necessário para a formação de uma certa quantidade de ferrita favorecendo, também, a difusão de carbono ao longo de defeitos cristalinos, melhorando a homogeneização do carbono na austenita remanescente. O controle do tempo de recozimento intercrítico é muito importante para evitar a formação de perlita durante o resfriamento posterior.

A presença de perlita em alguns locais da microestrutura (**Figura 5.56**) assim como de precipitados de nióbio, justifica o decréscimo da fração volumétrica de austenita retida bem como da concentração de carbono correspondente, em cada um dos aços estudados, conforme foi mostrado na **Figura 5.57 (a, b)**.

Ainda, observa-se na **Figura 5.57 (b)** que a concentração de Carbono no aço TRIP-H é maior do que a dos outros aços. Isso, por um lado, está relacionado com a concentração de nióbio na composição química deste aço: apesar da ocorrência do fenômeno de precipitação induzida por deformação, é provável que ainda fique uma parte deste elemento em solução na matriz austenítica, tornando possível seu efeito estabilizador da austenita. Por outro lado, soma-se o efeito do silício na cinética da transformação bainítica, discutido anteriormente.

5.9 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL DAS TIRAS LAMINADAS A QUENTE EM LAMINADOR DE LABORATÓRIO

De modo a determinar as propriedades mecânicas nos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H, tentou-se reproduzir em laminador de laboratório o comportamento microestrutural obtido nas simulações usando torção a quente. Para tal, as tiras laminadas sob os esquemas de LCRE e LCC foram caracterizadas por meio de MO, MEV, MET e através de ensaios de resistência a tração.

5.9.1 Caracterização microestrutural das tiras obtidas através de LCRE

5.9.1.1 Tamanho de grão austenítico

As amostras analisadas correspondem às tiras obtidas através dos ciclos de laminação controlada com deformações acima da temperatura de não recristalização.

Figura 5.58 MEV mostrando os contornos de grão austeníticos no aço TRIP-D. (a) sequência de sete passes com grau de deformação 0,2 por passe, (b) sequência de sete passes com grau de deformação 0,3 por passe, (c) sequência de sete passes com grau de deformação 0,4 por passe.

A **Figura 5.58** mostra as micrografias do aço TRIP-D, revelando os contornos de grão austeníticos, depois de submetido ao tratamento de solubilização e à sequência de deformações definidas no esquema de trabalho termomecânico.

As medidas de tamanho de grão foram feitas em quinze campos microestruturais, seguindo o procedimento estabelecido no item 4.2.5.1. Os resultados são dados na **Tabela 5.22**.

Tabela 5.22 Tamanhos de grão austenítico recristalizado medidos por metalografia quantitativa.

Aço	Tamanho de grão para LCRE em função da deformação total (μm)		
	$\epsilon_T = 1,4$	$\epsilon_T = 2,1$	$\epsilon_T = 2,8$
TRIP-D	$9,4 \pm 0,59$	$8,2 \pm 0,54$	$6,7 \pm 0,17$
TRIP-E	$8,1 \pm 0,68$	$7,3 \pm 0,39$	$6,6 \pm 0,11$
TRIP-H	$7,0 \pm 0,19$	$5,8 \pm 0,58$	$5,1 \pm 0,13$

5.9.1.2 Microestrutura característica

De forma geral a microestrutura dos três aços estudados, quando submetidos aos ciclos de tratamento termomecânico de laminação controlada com recristalização estática, caracterizou-se pela presença de ferrita pró-eutetóide (proveniente do recozimento intercrítico) e de bainita acompanhada de austenita retida decorrentes do tratamento isotérmico a 400°C , bem como de martensita, como mostram as **Figuras 5.59 e 5.60**.

Figura 5.59 MEV correspondente ao aço TRIP-H identificando a presença de ferrita pró-eutetóide, bainita e locais de perlita, quando submetido a laminação controlada com recristalização estática. (a) $\epsilon_T=1,4$, (b) $\epsilon_T=2,8$. Reagente: Nital 2%.

No caso particular do aço TRIP-H foram observadas na microestrutura algumas regiões de perlita apresentando morfologias semelhantes às descritas no item 5.2.2.3, conforme mostrado na **Figura 5.59**.

Do mesmo modo que na microestrutura obtida por ensaios de torção a quente, a austenita retida aloja-se em diferentes locais, tais como rodeada de ferrita pró-eutetóide, cercada por pacotes de ferrita bainítica na forma de pequenas partículas, entre lamelas de ferrita bainítica ou na forma de partícula grossa.

Figura 5.60 Microestrutura do aço TRIP-E quando submetido a laminação controlada por recristalização estática, com grau de deformação total variável. (a) $\epsilon_T=2,1$, (b) $\epsilon_T=2,1$, (c) $\epsilon_T=2,8$. Reagente: Nital 2%.

Em todas as condições experimentais ensaiadas sob LCRE, a microestrutura dos três aços apresenta uma significativa fração volumétrica de martensita, que permite definí-la utilizando pouco aumento, ao contrário do que ocorre no caso das amostras ensaiadas por torção a quente. Na **Figura 5.60** destacam-se os arranjos dos pacotes de bainita rodeados por martensita nas amostras do aço TRIP-E após tratamento termomecânico de laminação controlada com recristalização estática.

Observaram-se, também, variações no tamanho dos pacotes de bainita, encontrando-se os maiores deles nas amostras de maior tamanho de grão, pertencente ao estado menos deformado, o que está de acordo com a morfologia descrita na seção 5.7.2.

5.9.1.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica Ms

A fração volumétrica dos diferentes produtos de decomposição da austenita foi determinada por metalografia quantitativa através do procedimento descrito no item 4.2.5.2. Ainda, foram efetuadas as medidas de austenita retida por meio de difração de raios X. Os resultados deste estudo são mostrados nas **Tabelas 5.23 e 5.24**. Na mesma **Tabela 5.24**, também, são apresentados os resultados dos cálculos da concentração de carbono contido na austenita retida (f_{γ_r}) e do ponto de início de transformação martensítica (Ms) através das **Equações 4.9 e 4.10**, respectivamente.

Tabela 5.23 Fração volumétrica dos diferentes produtos de decomposição da austenita obtidos sob diferentes condições de laminação controlada com recristalização estática.

Aço	ε_T	Fração volumétrica dos microconstituintes (%)			
		α_p	P	α_b^o	α_m'
TD	1,4	46,0 $\pm$ 2,0	Não observado	37,7 $\pm$ 1,5	6,7 $\pm$ 1,1
	2,1	44,3 $\pm$ 1,5	Não observado	34,0 $\pm$ 3,0	6,8 $\pm$ 2,1
	2,8	44,7 $\pm$ 1,5	Não observado	34,3 $\pm$ 3,5	7,0 $\pm$ 1,6
TE	1,4	40,3 $\pm$ 2,1	Não observado	34,3 $\pm$ 1,5	9,0 $\pm$ 1,0
	2,1	41,3 $\pm$ 1,5	Não observado	35,4 $\pm$ 1,1	10,3 $\pm$ 2,1
	2,8	40,0 $\pm$ 2,0	Não observado	34,3 $\pm$ 2,1	11,7 $\pm$ 1,2
TH	1,4	36,8 $\pm$ 0,6	12,8 $\pm$ 1,3	25,7 $\pm$ 1,6	13,5 $\pm$ 0,6
	2,1	35,0 $\pm$ 2,6	12,1 $\pm$ 0,8	26,8 $\pm$ 1,5	14,6 $\pm$ 2,1
	2,8	36,0 $\pm$ 2,0	11,3 $\pm$ 1,8	28,3 $\pm$ 1,6	14,7 $\pm$ 1,0

Tabela 5.24 Resultados das medidas de $f_{\gamma r}$ e dos cálculos de $C_{\gamma r}$ e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânico de laminação controlada com recristalização estática.

Aço	$\varepsilon_T = 1,4$				$\varepsilon_T = 2,1$				$\varepsilon_T = 2,8$			
	$f_{\gamma r} (\%)$		$C_{\gamma r} (\%)$	$M_s (^\circ C)$	$f_{\gamma r} (\%)$		$C_{\gamma r} (\%)$	$M_s (^\circ C)$	$f_{\gamma r} (\%)$		$C_{\gamma r} (\%)$	$M_s (^\circ C)$
	Metal.	DRX			Metal.	DRX			Metal.	DRX		
TD	$9,1 \pm 1,1$	9,2	1,25	34,0	$11,7 \pm 1,2$	10,8	1,27	26,8	$11,6 \pm 1,1$	12,3	1,33	5,2
TE	$13,5 \pm 1,5$	12,9	1,36	-28,4	$12,0 \pm 1,8$	13,2	1,55	-96,8	$13,1 \pm 1,1$	14,3	1,66	-136,4
TH	$10,9 \pm 1,8$	9,3	1,17	32,8	$9,2 \pm 1,3$	11,0	1,23	11,2	$9,5 \pm 1,6$	11,5	1,24	7,6

De acordo com os resultados da **Tabela 5.23**, conforme aumenta a deformação há um aumento na fração de austenita retida, conduzindo ao aumento do teor de carbono e da sua estabilidade termodinâmica. Esse comportamento é característico de cada aço em separado. Isso está diretamente relacionado ao efeito do tamanho de grão da austenita de partida na morfologia e na cinética da transformação bainítica, estando de acordo com a discussão no item 5.7.4.

Entretanto, os resultados da **Tabela 5.24** indicam a significativa diferença na fração volumétrica de austenita retida bem como na concentração de carbono e no ponto M_s dos três aços, quando comparados entre si. Em particular o aço TRIP-E mostrou os maiores valores percentuais de austenita retida (acima de 14 %), contendo mais de 1,6% de carbono em solução.

Quando comparadas as microestruturas obtidas nas simulações por torção a quente com as obtidas em tiras submetidas à laminação controlada, verificou-se uma queda significativa nos valores de fração volumétrica de austenita retida, acompanhada da formação de uma quantidade apreciável de martensita. Além disso, observou-se a presença de perlita no aço TRIP-H. Esse resultado pode estar relacionado com as próprias características do processo de laminação em laboratório cujo controle é limitado, quando comparado com a possibilidade de controle dos parâmetros de processo oferecidos no ensaio de torção a quente.

Uma das variáveis de mais difícil controle é a transferência de calor do metal para os cilindros e do metal para a mesa do laminador, bem como para o meio. O aumento da taxa de transferência de calor leva a uma maior velocidade de formação de ferrita e

de perlita. Por outro lado, o perfil de deformação plástica resultante da laminação conduz a maior refinamento de grãos.

5.9.1.4 Efeito do refinamento de grão na redistribuição de elementos substitucionais durante a transformação $\gamma \rightarrow \alpha$

O efeito do refinamento de grão austenítico na taxa de difusão do Mn e do C da ferrita pró-eutetóide para a austenita intercrítica remanescente, foi avaliado por meio de EDS e WDS, seguindo o procedimento indicado no item 5.4.4. As amostras estudadas correspondem ao aço TRIP-E deformado acima da T_{NR} com grau de deformação total de $\epsilon_T = 2,1$ e $\epsilon_T = 2,8$. Os resultados das medidas de manganês na interface α/γ são ilustrados através dos perfis de concentração da **Figura 5.61**.

Figura 5.61 Perfis de manganês na interface α/γ no aço TRIP-E, quando submetido a laminação controlada com recristalização estática. (a) $\epsilon_T = 2,1$, (b) $\epsilon_T = 2,8$.

Por outro lado, os resultados das medidas de carbono no aço TRIP-E sob $\epsilon_T = 2,1$, são representados por meio do perfil de concentração da **Figura 5.62**.

Figura 5.62 Perfis de carbono na interface α/γ no aço TRIP-E quando submetido a laminação controlada com recristalização estática com $\varepsilon_T = 2,1$.

De acordo com a **Figura 5.61** a concentração de manganês na austenita torna-se maior quando o material é deformado em maior grau. Isso indica que o refinamento de grão resultante contribui para a difusão do manganês na frente da interface α/γ , a partir de um certo grau de deformação.

Os resultados mostrados na **Figura 5.61 (b)** indicam uma leve partição deste elemento substitucional da ferrita em formação para a austenita remanescente, aumentando a estabilidade desta última. Para deformações inferiores a 2,8 é pouco provável a ocorrência desse mecanismo, **Figura 5.61 (a)**. O aumento da difusão de manganês para a austenita, induzido pelo refinamento de grão, justifica o acréscimo da fração volumétrica de austenita retida no aço TRIP-E deformado com $\varepsilon_T = 2,8$, e os valores abaixo de zero grau da temperatura M_s .

O mesmo efeito é observado no perfil de carbono mostrado na **Figura 5.62**. O refinamento de grão contribui para o aumento de taxa de difusão do carbono durante a formação de ferrita pró-eutetóide, tornando a austenita mais estável. Tendo em conta o perfil de concentração obtido sem deformação previa (**Figura 5.34**), bem como a concentração de carbono da austenita retida (**Tabela 5.24**), nota-se que mais de 50% da concentração de carbono contido na austenita retida é conseguido durante

a transformação no campo intercrítico, favorecido pelo efeito do refinamento de grão.

5.9.2 Caracterização microestrutural das tiras obtidas através de LCC

5.9.2.1 Tamanho de grão austenítico

Neste caso as amostras analisadas foram tiras obtidas através dos ciclos de laminação controlada com temperatura de acabamento abaixo da temperatura de não recristalização, de acordo com o esquema II de laminação controlada convencional, representado na **Figura 5.63**.

Figura 5.63 Microestrutura dos aços após laminação controlada convencional com $\epsilon_f=2,25$. (a) Aço TRIP-D, (b) Aço TRIP-E e (c) Aço TRIP-H. Reagente: Nital 2%.

A **Figura 5.63** mostra as micrografias obtidas por microscopia óptica nas amostras dos três aços, correspondente à condição mais severa de deformação ($\epsilon_f=2,25$).

Foram feitas medidas de tamanho de grão austenítico em quinze campos microestruturais, seguindo o procedimento estabelecido no item 4.6.1. Os resultados são dados na **Tabela 5.25**.

Tabela 5.25 Tamanhos de grão austenítico medidos por metalografia quantitativa, em função da deformação total nos três últimos passes.

Aço	Tamanho de grão para LCC em função da deformação total (μm)		
	$\epsilon_T^? = 1,95$	$\epsilon_T^? = 2,1$	$\epsilon_T^? = 2,25$
TRIP-D	$8,6 \pm 1,85$	$7,9 \pm 1,63$	$7,6 \pm 1,35$
TRIP-E	$7,8 \pm 0,62$	$7,0 \pm 0,19$	$6,6 \pm 0,57$
TRIP-H	$5,6 \pm 0,52$	$5,2 \pm 0,28$	$4,9 \pm 0,22$

5.9.2.2 Microestrutura característica

Nas amostras deformadas abaixo da temperatura T_{NR} , segundo o esquema LCC, o exame microestrutural revelou uma microestrutura constituída por ferrita, em quantidades bastante próximas às obtidas nos tratamentos termomecânicos realizados acima da T_{NR} , acompanhada por bainita e austenita retida. Também, foi detectada a presença de perlita em todos os materiais, mas nem em todas as condições de deformação. No aço TRIP-D foi observada para a deformação mais severa ($\epsilon_T = 2,25$), no aço TE a partir de deformações de ($\epsilon_T = 2,1$) e no aço TH em todas as condições de deformação.

O estudo por microscopia eletrônica de transmissão acompanhada por difração de elétrons em área selecionada permitiu identificar a presença de carbonitretos de nióbio do tipo Nb(CN), distribuídos aleatoriamente na matriz do aço TRIP-D na condição de menor deformação, conforme é mostrado na **Figura 5.64**.

O resultado deste estudo microestrutural, nas amostras deformadas abaixo da T_{NR} , verificou a presença do fenômeno de precipitação induzida por deformação, o que está de acordo com os resultados discutidos no item 5.5.4 e com outras pesquisas realizadas (Bai et al., 1998), (Hoddson et al., 1992), (Gómez et al., 2001).

Figura 5.64 Micrografia de campo claro, correspondente ao aço TRIP-D com deformação total $\varepsilon_T = 1,95$, e padrão de difração de elétrons em área selecionada identificando a presença de precipitados de Nb(CN).

A identificação do precipitado Nb(CN) no aço TRIP-D na condição de menor deformação, sugere que este fenômeno seja possível nos outros dois aços. Por um lado, porque as condições de deformação que geraram a precipitação no aço TRIP-D são as menores e as mesmas que foram aplicadas nos aços TRIP-E e TRIP-H. Por outro lado, deve-se considerar que os aços TRIP-E e TRIP-H são mais ricos em nióbio, o que favorece a precipitação.

5.9.2.3 Medidas de fração volumétrica de austenita retida e cálculo da concentração de C e do ponto de início de transformação martensítica Ms

Os resultados das medidas de fração volumétrica dos diferentes produtos de decomposição da austenita através de metalografia quantitativa são mostrados nas **Tabelas 5.26**.

Tabela 5.26 Fração volumétrica dos diferentes produtos de decomposição da austenita obtidos sob diferentes condições de laminação controlada convencional.

Aço	ε_T	Fração volumétrica dos microconstituintes (%)			
		α	P	α_b	α_m
TD	1,95	$40,7 \pm 2,1$	Não ob.	$35,0 \pm 4,6$	$12,7 \pm 2,1$
	2,10	$40,0 \pm 2,6$	Não ob.	$36,0 \pm 2,0$	$13,3 \pm 3,8$
	2,25	$39,7 \pm 5,7$	$8,8 \pm 1,5$	$31,3 \pm 0,6$	$13,0 \pm 3,5$
TE	1,95	$39,0 \pm 1,0$	Não ob.	$36,0 \pm 1,0$	$11,7 \pm 1,5$
	2,10	$40,7 \pm 3,1$	$7,9 \pm 0,8$	$30,0 \pm 4,4$	$10,3 \pm 1,5$
	2,25	$41,0 \pm 1,0$	$10,2 \pm 1,3$	$28,3 \pm 2,5$	$11,0 \pm 4,0$
TH	1,95	$35,7 \pm 2,5$	$11,9 \pm 0,5$	$27,0 \pm 3,6$	$11,8 \pm 1,5$
	2,10	$36,3 \pm 1,2$	$13,0 \pm 1,7$	$25,0 \pm 1,7$	$14,7 \pm 1,5$
	2,25	$38,3 \pm 0,6$	$14,3 \pm 2,0$	$24,3 \pm 0,6$	$15,3 \pm 0,6$

Os resultados das medidas de austenita retida bem como dos calculados da concentração de carbono contida na austenita retida e da temperatura M_s , são apresentados na **Tabela 5.27**.

Tabela 5.27 Resultados das medidas de f_{γ_r} e dos cálculos de C_{γ_r} e de M_s em função da deformação total dos tratamentos termomecânico de laminação controlada convencional.

Aço	$\epsilon_T = 1,95$				$\epsilon_T = 2,10$				$\epsilon_T = 2,25$			
	f_{γ_r} (%)		C_{γ_r} (%)	M_s (°C)	f_{γ_r} (%)		C_{γ_r} (%)	M_s (°C)	f_{γ_r} (%)		C_{γ_r} (%)	M_s (°C)
	Metal.	DRX			Metal.	DRX			Metal.	DRX		
TD	$11,1 \pm 1,8$	10,9	1,29	19,6	$11,6 \pm 1,6$	9,2	1,25	34,0	$8,3 \pm 0,9$	8,6	1,22	44,8
TE	$12,6 \pm 1,6$	13,2	1,5	-78,8	$12,0 \pm 1,0$	11,6	1,3	-6,8	$11,8 \pm 0,9$	10,1	1,2	29,2
TH	$11,3 \pm 2,0$	11,6	1,25	4,0	$9,8 \pm 3,1$	10,3	1,19	25,6	$8,9 \pm 2,1$	9,1	1,18	29,2

Os resultados apresentados na **Tabela 5.26** estão parcialmente de acordo com as observações microestruturais das amostras submetidas aos ensaios de laminação controlada por recristalização estática, mostradas na **Tabela 5.23**. As principais diferenças estão dadas na presença de martensita em maior quantidade, assim como de perlita (fundamentalmente nos aços TRIP-E e TRIP-H).

A presença destes produtos de transformação deve estar associada ao efeito que tem o refinamento de grão no aumento da taxa de formação destes microconstituintes.

De acordo com os resultados da **Tabela 5.27**, quando a deformação na região de não recristalização aumenta de $\epsilon_{5-7} = 0,75$ para $\epsilon_{5-7} = 1,05$, há um decréscimo na fração volumétrica de austenita retida bem como da concentração de carbono contida nela, provocando aumentos consideráveis na temperatura de início de transformação martensítica, o que limita a sua estabilidade termodinâmica à temperatura ambiente.

A presença de perlita, bem como de carbonitreto de nióbio induzidos por deformação, constituem as causas principais que provocam o decréscimo da fração volumétrica de austenita retida com o aumento da energia de deformação acumulada, estando de acordo com a discussão do item 5.8.4.

5.10 PROPRIEDADES MECÂNICAS

Foram determinados o alongamento total (A_T), o limite de escoamento (LE), o limite de resistência (LR), a relação elástica (LE/LR), o coeficiente de encruamento (n) e a tenacidade ($LR \times A_T$) de tiras laminadas a quente previamente submetidas a LCRE e LCC, sendo os resultados apresentados nas **Figuras 5.65 e 5.66** bem como nas **Tabelas 5.28 e 5.29**, respectivamente.

Figuras 5.65 Curvas σ vs ϵ , caracterizando o comportamento mecânico dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-E quando submetidos a laminação controlada com recristalização estática.

Tabela 5.28 Propriedades mecânicas de tiras obtidas por laminação controlada por recristalização estática.

Aço	ϵ_T	Propriedades mecânicas					
		A_T (%)	LE (Mpa)	LR (Mpa)	RE (LE/LR)	n	$LR \times A_T$ (MPa,%)
TD	1,4	$25,7 \pm 0,3$	$518,8 \pm 8,2$	$787,4 \pm 5,0$	0,65	0,189	20236,2
	2,1	$26,5 \pm 4,5$	$405,9 \pm 8,7$	$792,4 \pm 1,0$	0,51	0,207	20998,6
	2,8	$26,6 \pm 3,0$	$421,2 \pm 7,4$	$798,3 \pm 1,0$	0,53	0,220	21234,8
TE	1,4	$24,8 \pm 1,4$	$444,2 \pm 8,5$	$881,3 \pm 7,0$	0,50	0,207	21132,0
	2,1	$23,1 \pm 1,2$	$456,9 \pm 6,5$	$888,9 \pm 4,3$	0,51	0,194	20533,6
	2,8	$22,9 \pm 1,9$	$448,8 \pm 7,9$	$901,5 \pm 10,7$	0,50	0,184	20664,4
TH	1,4	$18,9 \pm 0,6$	$476,0 \pm 9,3$	$967,7 \pm 8,1$	0,49	0,310	18321,9
	2,1	$18,5 \pm 1,4$	$483,4 \pm 5,9$	$992,5 \pm 5,3$	0,49	0,301	18364,1
	2,8	$18,8 \pm 2,3$	$475,1 \pm 10,3$	$982,6 \pm 8,9$	0,48	0,312	18480,6

Figuras 5.66 Curvas σ vs ϵ , caracterizando o comportamento mecânico dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-E quando submetidos a laminação controlada convencional.

Tabela 5.29 Propriedades mecânicas das tiras obtidas por laminação controlada convencional.

Aço	ϵ_T	Propriedades mecânicas					
		A_T (%)	LE (Mpa)	LR (Mpa)	RE (LE/LR)	n	$LR \times A_T$ (MPa,%)
TD	1,95	$26,2 \pm 0,6$	$466,6 \pm 10,9$	$776,4 \pm 3,6$	0,60	0,202	20341,7
	2,10	$25,6 \pm 1,8$	$414,0 \pm 7,8$	$757,8 \pm 7,6$	0,55	0,204	19399,7
	2,25	$25,0 \pm 3,8$	$497,1 \pm 4,7$	$787,8 \pm 10,5$	0,63	0,186	19695,0
TE	1,95	$22,8 \pm 1,6$	$432,1 \pm 6,4$	$893,1 \pm 5,1$	0,50	0,194	20362,7
	2,10	$21,2 \pm 2,1$	$429,5 \pm 4,9$	$893,0 \pm 8,0$	0,50	0,187	18931,6
	2,25	$19,7 \pm 3,0$	$457,5 \pm 9,2$	$893,1 \pm 6,4$	0,51	0,171	17594,1
TH	1,95	$19,4 \pm 0,8$	$466,8 \pm 6,6$	$1002,1 \pm 9,6$	0,47	0,320	19356,6
	2,10	$17,8 \pm 3,1$	$480,7 \pm 8,2$	$1002,8 \pm 6,8$	0,48	0,304	17863,2
	2,25	$19,6 \pm 2,1$	$487,4 \pm 10,3$	$1011,9 \pm 5,7$	0,48	0,323	19843,6

Como anteriormente mencionado as microestruturas obtidas em tiras a quente laminadas em laboratório resultaram diferentes daquelas obtidas nos ensaios de torção a quente. As principais diferenças foram a menor quantidade de austenita retida e a maior quantidade de martensita. Em algumas amostras foram encontradas, também, frações volumétricas significativas de perlita. Cada uma das variações microestruturais mencionadas tem influência específica em determinadas propriedades mecânicas. Assim, uma diminuição da quantidade de austenita retida leva a um menor extensão de efeito TRIP, enquanto o aumento da quantidade de martensita leva a um endurecimento do aço com aumento do LE e diminuição do

alongamento. Como houve variação simultânea de vários constituintes microestruturais, o efeito específico de cada um deles sobre as propriedades mecânicas não puderam ser analisados separada e criteriosamente.

De forma geral pode-se dizer que os aços obtidos por laminação controlada em laminador de laboratório apresentaram propriedades mecânicas compatíveis com as de aços TRIP com LE na faixa de 400 a 500 MPa e alongamentos na faixa de 20 a 30 %. Algumas amostras apresentaram maior potencial de absorção de energia durante o ensaio mecânico podendo-se citar as ligas TRIP-D e TRIP-E quando laminadas acima da T_{NR} (LCRE) e TRIP-D e TRIP-E laminadas abaixo da T_{NR} (LCC) quando deformadas com $\epsilon_T = 1,95$.

5.10.1 Transformação induzida por deformação

Durante os ensaios de tração foi feita a monitoração da transformação induzida por deformação, através da medida da fração volumétrica de austenita retida, (por difração de raios-X) em amostras submetidas a ensaios de tração interrompidos. Amostras de tiras dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H, obtidas por LCRE sob $\epsilon_T = 2,8$ foram analisadas. A variação da fração volumétrica de austenita retida, obtida por difração de raios X, em função da deformação de engenharia aplicada é mostrada na **Figura 5.67**.

Figura 5.67 Variação da fração volumétrica da austenita retida em função da deformação.

De acordo com **Figura 5.67** o progresso da transformação induzida por deformação é função da deformação aplicada, sendo mais intensa inicialmente e diminuindo com o aumento da deformação. Isto quer dizer que o efeito TRIP se esgota para deformações mais elevadas. A maior absorção de energia ocorre, portanto, durante o início da deformação.

Em princípio era de se esperar que a uma maior quantidade de austenita retida transformada correspondesse um maior alongamento. Entretanto ao compararmos as porcentagens de austenita transformada em amostras dos aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H, uma outra variável microestrutural importante não foi mantida controlada: a % de martensita, o que veio mascarar os resultados.

6 CONCLUSÕES

1. Através dos diagramas de resfriamento contínuo foi possível delimitar a extensão do campo intercrítico dos cinco aços analisados, com determinação da janela de resfriamento e seus intervalos de temperaturas. Isso permitiu projetar os ciclos de resfriamento controlado a serem aplicados durante o processamento termomecânico dos Aços TRIP-D, TRIP-E e TRIP-H.
2. Os cálculos pelo modelo numérico de redistribuição de carbono e de elementos substitucionais na interface α/γ , bem como as medidas de microanálise química por WDS e EDS permitiram verificar que a taxa de crescimento da ferrita pró-eutetóide é controlada pela difusão do carbono na austenita. Para tempos curtos de tratamento, o modelo de crescimento que melhor se ajusta é o do equilíbrio local com partição desprezível de soluto.
3. A localização da austenita retida em determinadas regiões da microestrutura depende do tamanho de grão austenítico. Nas amostras com maior tamanho de grão austenítico foram observados pacotes de maior tamanho de ferrita bainítica e menor fração de camadas intermediárias de austenita retida.
4. O aumento do grau de deformação na simulação por torção a quente da laminação controlada por recristalização estática, levou a um aumento da porcentagem de austenita retida obtida durante o resfriamento controlado (de 9 a 14,0 %). Os valores mais altos foram observados nos aços TRIP-E e TRIP-H.
5. O acúmulo de energia de deformação abaixo da T_{NR} na simulação do processo de laminação controlada convencional provocou uma diminuição da fração volumétrica de austenita retida bem como da concentração de carbono contido nela.

6. Verificou-se que a diminuição da temperatura de deformação ($T_{FD} < T_{NR}$) promove a precipitação de carbonitreto de nióbio, o que reduz o teor de nióbio em solução sólida e cria uma estrutura com bandas de deformação, que aceleram a reação de decomposição da austenita. Esse efeito prepondera sobre o efeito que a diminuição do tamanho de grão tem na fração volumétrica de austenita retida, como observado na série de experimentos de laminação controlada com recristalização estática.
7. Os perfis de Mn e C obtidos a partir de análises químicas com EDS e WDS em amostras do aço TRIP-E, deformadas com $\epsilon_T=2,1$ e $\epsilon_T=2,8$, mostram a contribuição do refinamento de grão para a difusão destes elementos na frente da interface γ/α , durante a precipitação de ferrita pró-eutetóide.
8. O maior efeito TRIP foi observado no aço TRIP-E que, no decorrer do ensaio de tração interrompido, teve a porcentagem de austenita retida reduzida de 14,3 para 4,7.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Fazer estudos por Microscopia Eletrônica de Transmissão para complementar os estudos das reações de precipitação de ferrita pró-eutetóide e bainítica, bem como para avaliar a ocorrência do efeito TRIP.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Aaronson, H.I. The proeutectoid ferrite and the proeutectoid cementite reactions. In: **Decomposition of austenite by diffusional process**, 1962. New York, Interscience Publishers, p. 387 – 548, 1962.
- Aaronson, H.I. Mechanisms of diffusional growth, in phase transformations. London – UK, **The Inst. Metallurgists**, v. 1, n.11, serie 3, p. II (1 – 18), 1979.
- Abramowitz, P.; Moll, R.A. Silicon-carbon interaction and its effect on the notch toughness of mild steels. **Metallurgical Transactions**, v.1, n. 6, p. 1773 – 1775, 1970.
- Ackert, R.J.; Parr, J.G. Massive and martensitic transformation temperatures in very dilute iron-carbon alloys, (Technical Note). **Journal Iron and Steels Institute**, v. 209, part 11, p. 912 – 918, 1971.
- Ågren, J. Computer simulations of diffusional reactions in complex steels. **ISI International**, v. 32, n. 3, p. 291 – 296, 1992.
- Andrade, S.L.; Batista, J.F.; Taiss, J. M.; Rosa, L.K. ULSAB-AVC- O aço no automóvel do futuro: A estratégia da USIMINAS. (em CD-Rom) In: **55 Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, Rio de Janeiro, Julho de 2000. Anais São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2000.
- Andrade, S.L.; Taiss, J. M.; Rosa, L.K. O aço no automóvel do futuro. (em CD-Rom) In: **57 Congresso da Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais**, São Paulo, Julho de 2002. Anais São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2002.
- Araki, T.; Enomoto, M.; Shibata, K. Microstructural Aspects of Bainite-like ferritic structures of continuously cooled steels. **Materials Transactions - JIM**, v. 32, n. 8, p. 729 – 736, 1991.
- ABNT. Produtos planos de aço – determinação das propriedades mecânicas a tração: **NBR 6673**, p. 1 – 22, 1981.
- ASTM. Standard test methods for determining average grain size: E 112. In: **Annual book of ASTM standards-metallography, nondestructive testing**. Philadelphia, v. 11, p. 280 – 302, 1988.

ASTM. Standard recommended practice for determining volume fraction by systematic manual point count: E 562-76. In: **Annual book of ASTM standards-metallography, nondestructive testing**. Philadelphia, v. 11, p. 539 – 544, 1982.

ASTM. Standard test methods and definitions for mechanical testing of steels products: **A370-01**, 2002

Avrami, M. **Journal Chem Phys**, 7, p. 103, 1939

Avrami, M. **Journal Chem Phys**, 8, p. 121, 1940

Avrami, M. **Journal Chem Phys**, 9, p. 177, 1941

Bai, D.Q.; Di Chiro, A.; Yue, S. Stability of retained austenite in a Nb microalloyed Mn-Si TRIP Steel. **Materials Science Forum**, v. 284 – 286, p. 253 – 260, 1998.

Bai, D.Q.; Yue, S.; Maccagno, T. M.; Jonas, J. J. Continuous cooling transformation temperatures determined by compression test in low carbon bainitic grades. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 29A, p. 989 – 1001, 1998.

Bai, D.Q.; Yue, S.; Sun, W.P.; Jonas, J.J. Effect of deformation parameters on the recrystallization temperature in Nb bearing steels. **Metallurgical Transaction A**, v. 24, p. 2151 – 2159, 1993.

Bailey, J. A. Fundamental aspects of torsional loading. In: **ASM Metals Handbook 9th ed.** Metal Park, OH, v. 8, p. 139 – 144, 1985.

Bee, J. V.; P.R.Howell; Honeycombe, R. W. K. Isothermal Transformation in iron-chromium-carbon alloys. **Metallurgical Transaction A**, v.10, n.7, p. 1207 – 1212, 1979.

Bhadeshia, H.K.D.H.; Edmonds, D.V. The mechanism of formations in steel. **Acta Metallurgica**, v. 28, p. 1265 – 1273, 1980.

Bhadeshia, H.K.D.H. **Bainite in steels**. London, The Institute of Materials, 1992.

Bleck, W.; Hulka, K.; Papametellos, K. Effect of niobium on the mechanical properties of TRIP steels, **Materials Science Fórum**, v. 284 – 286, p. 327 – 334, 1998

- Bleck, W. Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels. In: **Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos**, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, nov. 2002.
- Bleck, W.; Kranz, J.; Ohlert, J.; Papamantellos, K. Effect of the testing temperature on the mechanical behavior of low and high alloyed steels showing the TRIP effect. In: **The Twentythird charles hatchett award paper, Part B**, 2001. São Paulo, Companhia Brasileira de Metalurgia e Minas, 2001.
- Borgenstam, A.; Engström, A.; Höglund, L.; Ågren, J. DICTRA, a tool for simulation of diffusional transformations in alloys. **Jornal of Phase Equilibria**, v. 21, n. 3, p. 269 – 280, 2000.
- Boratto, F.; Barbosa, R.; Yue, S.; Jonas, J. J. Effect of chemical composition on the critical temperatures of microalloyed steels. In: **International Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials**, 1988. Japan, ISIJ, p. 383 – 390, 1988.
- Bradley, J. R.; Aaronson, H.I. Growth kinetics of grain boundary ferrite allotriomorphs in Fe-C-X alloys. **Metallurgical Transaction A**, v. 12A, p. 1729 – 1741, 1981.
- Bramfitt, B. I.; Speer, J. G. A perspective on the morphology of bainite. **Metallurgical Transaction A**, v. 21A, p. 817 – 829, 1990.
- Carpenter, G.; Benkins, L. **Metals Technology Laboratory (CANMET)**, Ottawa, Canada, 1991.
- Christian, J.W. Theory of transformations in metals and alloys. Oxford, Pergamon Press, 1965.
- Coladas, R.; Masounave, J.; Bailon, J. P. The influence of niobium on the austenite processing of medium and high carbon steels. In: **The International Conference on the thermomechanical processing of microalloyed austenite**, 1981. Pittsburgh, Proceedings TMS-AIME, p. 341 – 381, 1981.
- Cullity, B. D. **Elements of Xray diffraction**. Addison-Wesley Publishing Company, 1978.
- Cotterill, P.; Mould, P. R. **Recrystallization and grain growth in metals**. London, Surrey University, p. 85, 1976.

- Dutta, B.; Sellars, C. Effect of composition and process on Nb(C,N) precipitation in niobium microalloyed austenite. **Material Science and Technology**, v. 3, p. 197 – 206, 1987.
- Enomoto, M. Partition of carbon and alloying elements during the growth of ferrous bainite. **Scripta Materialia**, v. 47, p. 145 – 149, 2002.
- Gilmour, J. B.; Purdy, G. R.; J. S. Kirkaldy, Thermodynamics controlling the proeutectoid ferrite transformations in Fe-C-Mn alloys. **Metallurgical Transactions**, v.3, p. 1455 – 1464, 1972.
- Giralt, E.; Jacques, Ph.; Mols, K.; van Humbeeck, J.; Aernoudt, E.; Delannay, F. Metallographic methods for revealing the multiphase microstructure of TRIP-assisted steels. **Materials Characterization**, v. 40, p. 111 – 118, 1998.
- Giralt, E. Bainitic transformations in TRIP-assisted steels its influence on mechanical properties. **PH.D.Thesis**. Katholieke Universiteit Leuven, Mar. 1999.
- Girault, E.; Mentens, A.; Jacques, P.; Houbaert, Y.; Verlinden, B.; van Humbeeck, J. Comparison of the effects of silicon and aluminium on the tensile behavior of multiphase TRIP-assisted steels. **Scripta Materialia**, v. 44, p. 885 – 892, 2001.
- Gladmad, T.; Pickering, F. B. Grain coarsening of austenite. **Journal of Iron and steel Institute**, v. 205, n. 6, p. 653 – 664, 1967.
- Gladmad, T.; Duliet, D. Grain size control in steels. In: **Conference on recrystallization in the control of microstructure**, 1973. London, Proceedings ISIJ International, p 167 – 176, 1973.
- Gómez, M.; Medina, S. F.; Quispe, A.; Valles, P. Induced precipitation state in Nb microalloyed steels at no-recrystallization temperature. In: **The First Joint International Conference, “Recrystallization and Grain Growth”**, 2001. Springer-Verlag, Proceeding of the First Joint International Conference, “Recrystallization and Grain Growth, p. 1185 – 1190, 2001.
- Goldenstein, H. Cinética global e morfologia da decomposição da austenita em uma liga Fe-Cr-C hipoeutetóide. **Tese apresentada em concurso de Professor Livre Docente**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1999.
- Goldenstein, H. Bainita em aços. In: **Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos**, 2002. Rio de Janeiro, Rede Aços, novembro 2002.

- Gorni, A.A. Efeito da temperatura de acabamento e velocidade de resfriamento sobre a microestrutura e propriedades mecânicas de aço bifásico. **Dissertação de Mestrado**, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 1989.
- Fang, H. S.; Yang, J. B.; Yang, Z. G.; Bai, B. Z. The mechanism of bainite transformation in steels. **Scripta Materialia**, v. 47, p. 157 – 162, 2002.
- Haansen, P. A comprehensive treatment, phase transformation in materials. **Materials Science and Technology**, v.5. p. 401, 1989.
- Hansen, S.S.; Vander Sande, J. B.; Cohen, M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 11A, n.3, p. 387 – 402, 1980.
- Hanzaki, A. Z.; Hodgson P.D.;Yue, S. Continuous Cooling Deformation testing of steels. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v. 24A, p. 2657 – 2665, 1993.
- Hanzaki A. Z.; Hodgson P.D.; Yue, S. The influence os bainite on retained austenite characteristics in Si-Mn TRIP steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 1, p. 79 – 85, 1995.
- Hanzaki, A. Z.; Hodgson P.D.;Yue, S. Hot deformation characteristics of Si-Mn TRIP steels with and without Nb microalloy additions. **ISIJ International**, v. 35, n. 3, p. 324 – 331, 1995.
- Hanzaki, A. Z.; Yue, S. Ferrite formations characteristics in Si-Mn TRIP steel. **ISIJ International**, v. 37, n. 6, p. 583 – 589, 1997.
- Hanzaki, A. Z.; Hodgson P.D.;Yue, S. The retained austenite characteristics in thermomechanical processed Si-Mn transformation induced plasticity steels. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v. 28A, p. 2405 – 2414, 1997.
- Hiller, M. The nature of bainite. **ISIJ International**, v. 35, n. 9, p. 1134 – 1140, 1995.
- Hodgson, P. D.; Gibbs, R. K. A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C – Mn and microalloyed steels. **ISIJ International**, v. 32, n.12, p. 1329 –1338, 1992.

Hodgson, P. D.; Hazeldon, L. O.; Matheuws, D. L.; Gloss, R. E. **Microalloying'95**, p. 341, ed. M. Korchynsky et al., ISS of AIME, Warrendale, PA USA, 1995.

Hulka, K.; Bleck, W.; Papamantellos, K. Relationship between heat treatment conditions, microstructure and properties of niobium microalloyed TRIP steels. In: **The Twentythird charles hatchett award paper, Part: A**, 2001. São Paulo, Companhia Brasileira de Metalurgia e Minas, 2001.

Hull, D. Introduction to dislocations, Pergamon Press, Cap. 9, 1965.

Insurance Institute for Highway Safety. **www. highwaysafety.org**, dez., 2002.

Irvine, K. J.; Pickering, F. B.; Gladmad, T. Grain refined C-Mn steels. **Journal of Iron and Steel Institute**, v. 205, n. 2, p. 161 – 182, 1967.

Jacsson, B.; Sundman, B. **Equilibrium thermodynamics: User guide to Poly-3**, Revisão da versão L. Royal Institute of Technology, Departamento de Ciência dos Materiais, Divisão de termodinâmica computacional, Suíça, p. 175, 1991.

Johnson, W. A.; Melh, K. F. **Transactions AIME**, 135, p. 416, 1939.

Jonas, J.J.; Yue, S. Metallurgical aspect during hot rolling. In: **Curso do Instituto Argentino de Siderurgia / McGill University**, 2001. Buenos Aires, Instituto Argentino de Siderurgia, jul. 2001.

Furukawa, T.; Morikawa, H.; Takechi, H.; Koyama, K. **Structure and properties of Dual-Phase steels**, ed. by R. A. Kot and J. W. Morris, AIME, New York, 1979.

Kinsman, K.R.; Aaronson, H.I. Influence os Al, Co, Si upon the kinetics of the proeutectoid ferrite reaction. **Metallurgical Transactions**, v. 4, n. 4, p. 959 – 967, 1973.

Krauss, G.; Thompson, S. W. Ferritic microstructures in continuously cooled and ultralow-carbon steels. **ISIJ International** v. 35, n. 8, p. 937 – 945, 1995.

Laasraqui, A.; Jonas, J. J. Recrystallization of austenite after deformation at high temperatures and strain rates – analysis and modeling. **Metallurgical Transaction A**, v. 22A, p. 151 – 160, 1991.

- Lafrance, M. L. Use of microalloyed steels in the manufacture of controlled rolled plates for pipe. In: **Microalloying'75**. New York, Proceedings Union Carbide Corporation, p. 367 – 374, 1977.
- Le Bom, A.; Rofes-Vermis, J.; Rossard, C. Recrystallization and precipitation during hot working os Nb-bearing HSLA steel. **Metal Science**, v. 9, n. 1, p. (36-40), 1975.
- Le Pêra, F. S. Improved etching technique to emphasize martensite and bainite in high strength dual phase steel. **Journal of Metals**, v. 32, n. 3, p. 38 – 39, 1980.
- Li, J. C. M. Possibility of subgrain rotation during recrystallization. **Journal of Applied Physics**, v. 33, p. 2958 – 2965, 1962.
- Liu, X.; Solberg, J.K.; Gjengedal, R. Influence of multipass deformation on A_{R3} for niobium bearing steels using torsion simulation. **Materials Science and Technology**, v. 12, p. 345 – 350, 1996.
- Machlin, E.S.; Cohen, M. Isothermal mode of the martensite transformation. **Metallurgical Transaction**, v.2, n. 7, p. 1883 – 1904, 1971.
- Martin, J.W.; Doherty, R. D. **Stability os microestructure in metalic systems**. London, Cambridge University Press, p. 234, 1976.
- Matlock, D.; Krauss, G.; Speer, J. G. Microstructure and properties of direct-cooled microalloy forging steels. **Journal of of Materials Processing Technology**, 117, p. 324 – 328, 2001.
- Matsumura, O.; Sakuma, Y.; Takechi, H. Enhacement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0,4C-1,5Si-0,8Mn steels. **Transactions ISIJ**, v. 27, n. 7, p. 570 – 579, 1987.
- McQueen, H.J.; Jonas, J.J. **Treatise on Materials Science and Technology**, v.6, p. 393 – 998, 1975.
- Medina, S.F. Determination of no-recrystallization temperature in Nb-V-Ti microalloyed steel and discussion of its definition. **Materials Science and Technology**, v. 14, p. 217 – 221, 1998.
- Musschenborn, K.P.; Inlau, L.; Meyer, U.; Schrieffer, U. Recent development in physical metallurgy and processing technology of microalloyed flat rolled steels. In: **Microalloying'95 Conference Proceedings**, p. 35 – 48, 1995.

- Narita, K. Physical chemistry of the groups IVa (Ti, Zr), Va (V, Nb, Ta) and the rare earth elements in steel. **Transactions ISIJ**, v. 15, p. 145 – 152, 1975.
- Nishiyama, Z. **Martensitic Transformation**. London, Edition Academic Press, 1978.
- Ohmori, Y. Bainitic transformation in extremely low carbon steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 8, p. 962 – 968, 1995.
- Olson, G. B.; Cohen, M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. General concepts and the FCC $\rightarrow$ HCP transformation. **Metallurgical Transaction 7A**, p. 1897-1904, 1976
- Olson, G. B., Cohen, M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. General concepts and the FCC $\rightarrow$ BCC, other martensitic transformation. **Metallurgical Transaction 7A**, p. 1905 – 1914, 1976.
- Olson, G. B., Cohen, M. A general mechanism of martensitic nucleation: Part III. Kinetics of martensitic nucleation. **Metallurgical Transaction 7A**, p. 1915 – 1923, 1976.
- Olson, G. B. Transformation plasticity and the stability of plastic flow in deformation processing and structure. **ASM International**, p. 391 – 424, 1984.
- Padilha, A. F.; Siciliano, Jr. F. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. 2^{da} edição, p. 32 – 37, São Paulo, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 1996
- Pereloma, E.V.; Timokhina, I.B.; Hodgson, P.D. Transformation behaviour in thermomechanically processed C-Mn-Si TRIP steels with and without Nb. **Materials Science and Engineering A**, v. 273-275, p. 448 – 452, 1999.
- Petty, E.R. **Martensite Fundamentals and Technology**. Longman Group Ltd, 1970.
- Porter, D. A.; Easterling, K. E. **Phase transformation in metals and alloys**. London, UK, Chapman & Hall, 1987.
- Quispe, A. B.; Medina, S. F. Diagrama de Recristalización-Precipitación-Tiempo-Temperatura (RPTT) de um aço microligado ao vanádio. **Revista Metalurgia**, v.33 n.6, p. 382 – 386, 1997.

- Reynolds, W. T.; Li, F. Z.; Shui, C. K.; Aaronson, H. I. The incomplete transformation phenomenon in Fe-C-Mo alloys. **Metallurgical Transaction A**, v. 21A, p. 1433 – 1463, 1990.
- Reynolds, W. T.; Aaronson, H. I.; Spanos, G. A summary of the present diffusionist views on bainite. **Materials Transactions, JIM**, v. 32, n. 8, p. 737 – 746, 1991.
- Rios, P.R. Expression for solubility product of niobium carbonitride in austenite. **Materials Science and Technology**, v. 4, n. 4, p. 324 – 327, 1988.
- Sakuma, Y.; Matsumara, O.; Takechi, H. Mechanical properties and retained austenite in intercritically heat-treated bainite-transformed steel and their variation with Si and Mn additions. **Metallurgical Transactions A**, v. 22A, p. 489 – 498, 1991.
- Sellars, C.M. The physical metallurgy of hot working. In: **International Conference on Hot Working and Forming Processes**, Sheffield University, 1979.
- Sellars, C.M. Modelling microstructural development during hot rolling. **Materials Science and Technology**, n. 6, p. 1072 – 1081, 1990.
- Siciliano, Jr., F. Mathematical modeling on the hot strip rolling of Nb Microalloyed steels. **PhD Thesis**, Montreal-Canada, McGill University, 1999.
- Siciliano, Jr., F.; Jonas, J. J. Mathematical modeling of the hot strip rolling of microalloying Nb, multiphase-alloyed Cr-Mo, and plain C-Mn steels. **Metallurgical Transaction A**, v. 31A, p. 511 – 530, 2000.
- Speer J. G.; Matlock, D.K. Recent developments in low-carbon sheet steels. **JOM**, p.19 – 24, July 2002.
- Speich, G. R.; Demarest, V. A.; Miller, R. L. Formation of austenite during intercritical annealing of dual-phase steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 12A, p.1419 – 1428, 1981.
- Speich, G.R.; Scoonover, T.M. Continuous cooling transformation behaviour and strength of HSLA-80 (A710) steel plates. In: **The International Symposium on Processing, Microstructures and Properties of HSLA Steels Proceedings**, 1987. The Minerals, Metals & Materials Society Pittsburgh, p. 263 – 285, 1988.

- Sugimoto, K-i.; Kobayashi, M.; Nagasaka, A.; Hashimoto, S-i. Warm stretch-formability of TRIP-aided Dual Phase sheet steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 11, p. 1407 – 1414, 1995.
- Sugimoto, K-i.; Misu, M.; Kobayashi, M.; Shirasawa, H. Effects of second phase morphology and tensile properties in TRIP-aided Dual-Phase steels sheet. **ISIJ International**, v. 33, n. 7, p. 775 – 782, 1993.
- Sugimoto, K-i.; Usui, N.; Kobayashi, M.; Hashimoto, S-i. . Effects of volume fraction and stability of TRIP-aided Dual-Phase steels. **ISIJ International**, v. 32, n. 12, p. 1311 – 1318, 1992.
- Sun, W.P.; Militzer, M.; Jonas, J.J. Strain-induced nucleation of MnS in electrical steels. **Metallurgical Transaction A**, v. 23A, p. 821 – 830, 1992.
- Sun, W.P.; Militzer, M.; Bai, D. Q.; Jonas, J.J. Measurement and modelling of the effects of precipitation on recrystallization under multipass deformation conditions. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 41, n. 12, p. 3595 – 3604, 1993.
- Sundman, B.; Jansson., B.; Andersson, J. O. **Calphad**, 9, p. 153 – 190, 1985.
- Takechi, H. Metallurgical aspectss of interstitial free sheet steel from industrial viewpoints (Review). **ISIJ International**, v. 34, n. 1, p. 1 – 8, 1994.
- Tanaka, T. Controlled Rolling of steel plated and strip. **International Metals Reviews**, 4, 1981.
- Tegart, W.J.McG.; Gitting, A. The hot deformation of austenite. The hot deformation of austenite, **AIME**, p. 1 – 46, 1977.
- The Iron and Steels Institute of Japan. Atlas for bainitic microstructures. **ISIJ**, v. 1, 1992.
- Tomita, K.; Okita, T.; Nakaoka, K. **Transactions ISIJ**, v. 24, B363, 1984.
- ULSAB-AVC **Advance vehicle concepts, Technical Transfer Dispatch # 6** Brussels, may 2001.
- van der Zwaag, S.; Wang, J. A discussion on the atomic mechanism of the bainitic reaction in TRIP steels. **Scripta Materialia**, v.47, p. 169 – 173, 2002.

- Wang, J. J.; Fang, H. S.; Yang, Z. G.; Zheng, Y. K. Fine structure and formation mechanism of bainite in steels. **ISIJ International**, v. 35, n. 8, p. 992 – 1000, 1995.
- Weis, I.; Jonas, J. J. Interaction between recrystallization and precipitation during the high temperature deformation of HSLA steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 10A, n. 7, p. 831 – 840, 1979.
- Wilson, E. A. The $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in low carbon irons. **ISIJ International**, v. 34, n. 8, p. 615 – 630, 1994.
- Williams, J. G.; Killmore, C. R.; Harris, G. R. **Thermec'88**, p. 224, ed. I. Tamura, Tokyo, Japan, 1988.
- Wits, J. J.; Kop, T. A.; van Leeuwen, Y.; Seitsma, J.; van Der Zaag, S. A study on the austenite-ferrite phase transformation in binary substitutional iron alloys. **Materials Science and Engineering**, v. A283, p. 234 – 241, 2000.
- Xie, Z. L.; Sundquist, B.; Hänninen, H.; Pietikäinen, J. Isothermal martensitic transformation under hydrostatic pressure in a Fe-Ni-C alloy at low temperatures. **Acta Metallurgica et Materialia**, v. 41, n. 8, p. 2283 – 2290, 1993.
- Zachary, V. F.; Parker, E. R.; Fahr, D.; Bush, R. The enhancement of ductility in high-strength steels. **Transaction ASM**, v. 60, p. 252 – 259, 1967.
- Zener, C. Kinetics of the decomposition of austenite. **Transaction AIME**, v. 167, p. 550 – 586, 1946.
- Zhao, J. C.; Brakman, C.M.; Korevaar, B.M.; Mittemeijer, E.J. The tempering of iron-carbon martensite: Dilatometric and calorimetric analysis. **Metallurgical Transactions A**, v.19A, n.10, p. 2415 – 2426, 1988.
- Zhao, J. C.; Michael R. Notis. Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations". **Materials Science and Engineering**, R15, v.4-5, n. 1, p. 135 – 208, 1995.

APÊNDICE

Macro para calcular a cinética da ferrita durante o recozimento intercrítico de aços TRIP, por meio do programa computacional DICTRA

Carlos Mario Garzón Ospina, Modesto Hurtado Ferrer, André Paulo Tschiptschin

Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais
Escola Politécnica da Universidade de São Paulo

Para uso interno do Departamento

Maio de 2003

```

@@ Liga_TE_macro.TCM
@@=====
=====
@@ SIMULAÇÃO DO RECOZIMENTO INTERCRÍTICO DO AÇO TRIP liga TE
@@(0,2%C - 1.5%Mn - 1.5%Si - 0.035%Nb).
@@ A CINÉTICA DE PRECIPITAÇÃO DA FERRITA É CONTROLADA POR DIFUSÃO.
@@ SUPÕE-SE QUE: A INTERFACE gama/alfa É PLANA E QUE EXISTEM
@@ CONDIÇÕES DE EQUILÍBRIO LOCAL EM DITA INTERFACE.
@@ O OBJETIVO DA SIMULAÇÃO É DETERMINAR A PROPORÇÃO, A COMPOSIÇÃO E
@@ O TAMANHO DAS FASES AUSTENITA E FERRITA EM FUNÇÃO DOS PARÂMETROS
@@ DE RECOZIMENTO E DO TAMANHO DE GRÃO AUSTENÍTICO PRÉVIO (DIÂMETRO
@@ MÉDIO OBTIDO APÓS LAMINAÇÃO CONTROLADA.
@@=====
=====
@@
@@ IR À BASE DE DADOS E LER OS PARÂMETROS TERMODINÂMICOS E CINÉTICOS
@@
go da
sw TCFE
def-sys fe,mn,si,nb,c
rej-ph *
rest-ph bcc fcc
get

append
mob2
def-sys fe,mn,si,nb,c
rej-ph *
rest-ph bcc fcc
get

@@
@@ IR AO "DICTRA MONITOR" PARA DEFINIR O ESTADO INICIAL DAS AMOSTRAS
@@
go d-m

set-cond glob T 0 973; * N

@@
@@ DEFINIR A REGIÃO DE CÁLCULO E ESPECIFICAR A COMPOSIÇÃO DO AÇO
@@=====
=====
@@ Austenita + carbonetos de Nb
enter-region
Austenita

enter-grid
Austenita
17,5E-6
lin
300

enter-phase
act
Austenita
matrix
fcc
1

```

```
@@
enter-composition
Austenita
fcc
1
fe
w-p
c
lin
0.2
0.2
Mn
lin
1.5
1.5
Nb
lin
0.035
0.035
Si
lin
1.5
1.5
@@
enter-phase
act
Austenita
sph
FCC
2
enter-composition
Austenita
FCC_A1
2
Y
@@DEFINIR O FATOR DE "LABYRINTH"
@@
enter-lab
volfr**0.97;
@@=====
=====
@@ Ferrita
enter-region
Ferrita
Austenita
No

enter-grid
Ferrita
1E-9
lin
200

enter-phase
act
Ferrita
matrix
BCC
```

```
@@
enter-composition
Ferrita
Bcc_A2
fe
w-p
c
lin
1e-5
1e-5
Mn
lin
1.5
1.5
Nb
lin
0.035
0.035
Si
lin
1.5
1.5
@@
@@
@@
@@ ESPECIFICAR O TEMPO DE SIMULAÇÃO
@@
set-simulation-time
900

@@
@@ SALVAR O "SETUP" ATÉ AGORA FEITO
Save TE 750oC 35um 900s

@@ SIMULAR A REAÇÃO
Sim
@@
@@
@@ IR AO MODULO DE PÓS-PROCESSAMENTO E GERAR DIFERENTES GRAFICOS
post
s-d-a x dist glob
s-d-a y w-p c
s-p-c time 180 300 900
plot

@&
s-d-a y w-p mn
plot

@&
s-d-a y w-p si
plot
@&
s-d-a y bpw(fcc)
plot

@&
s-d-a y w(fcc,n)
```

```
plot

@&
s-d-a y w(fcc,c)
plot

@&
s-d-a y w(fcc,cr)
plot

@&
s-d-a y w(bcc,cr)
plot
@&

s-d-a x time
s-d-a y iww(n)
plot

@&
set-inter

exit
```


Cálculo da redistribuição de elementos substitucionais durante a transformação $\alpha \rightarrow \gamma$.

Perfil de concentração de manganês a temperatura de recozimento intercrítico de 700°C por 900 s.

Perfil de concentração de silício a temperatura de recozimento intercrítico de 700°C por 900 s.

Perfil de concentração de silício a temperatura de recozimento intercrítico de 700°C por 180 s (1), 300 s (2) e 900 s (3).