

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Dissertação de Mestrado

"AVALIAÇÃO DO PROCESSAMENTO DE AÇO TRIP-TWIP  
EM ESCALA PILOTO"

Autor: Julio Cezar de Sousa Zorzi  
Orientador: Professor Dagoberto Brandão Santos

Dezembro/2014

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Julio Cezar de Sousa Zorzi

AVALIAÇÃO DO PROCESSAMENTO DE AÇO TRIP-TWIP  
EM ESCALA PILOTO

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em  
Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas da Universidade Federal de Minas  
Gerais

Área de concentração: Metalurgia Física  
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Belo Horizonte  
Escola de Engenharia da UFMG  
2014

*Dedico esta dissertação primeiramente a Deus, pois ele guia todos os meus planos; a meus pais, Tarcísio e Suely, pela educação, sabedoria, apoio e determinação; e à minha esposa Marli e filhos Gabriel e Miguel que são as maiores alegrias de minha vida.*

## AGRADECIMENTOS

Gostaria de agradecer à Usiminas pela oportunidade concedida de realizar este trabalho de obtenção de título de mestrado.

Ao Professor Dagoberto Brandão Santos pela orientação dedicada e oportunas sugestões.

Em especial quero agradecer ao Dr. Túlio Magno Füzessy de Melo, pelo auxílio na escolha do tema, sugestões e discussões enriquecedoras. À Professora Augusta Cerceau Isaac Neto por ter aceitado examinar esse trabalho, juntamente com o Professor Dagoberto Brandão Santos e o Dr. Túlio Magno Füzessy de Melo. Ao Gerente Geral de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas, Eduardo Avelar Tonelli, e ao Gerente de Pesquisa e Desenvolvimento de Produtos, Ivan de Castro, pela confiança e pelo apoio durante a realização deste trabalho. Aos colegas de trabalho, Dr. Fábio Dian Murari, Eng. Marcos Vinicius Pereira Arruda e Dr. Fernando de Souza Costa, pelas sugestões e discussões oportunas durante a elaboração da dissertação. Aos colegas que contribuíram direta ou indiretamente para a consecução deste trabalho, Eng. Leonardo José Silva de Oliveira, Eng. André Afonso Nascimento, Washington Sousa Oliveira, Geraldo Lazarino Silvério, Marco Aurélio Peres Santos, Adirceu de Melo Pereira, Eugênio Toledo de Carvalho, Nívia Lélis Silva Souza, Márcio Alves Canedo, Danielle Silva Mendes, Deyselane de Fátima Anício, Marília Faria de Oliveira Caizer, José Carlos Teixeira, Adson Silva Damião.

## SUMÁRIO

<b>LISTA DE FIGURAS .....</b>	<b>vii</b>
<b>LISTA DE TABELAS .....</b>	<b>xii</b>
<b>LISTA DE NOTAÇÕES .....</b>	<b>xiii</b>
<b>RESUMO.....</b>	<b>xv</b>
<b>ABSTRACT.....</b>	<b>xvi</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVO .....</b>	<b>3</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....</b>	<b>4</b>
3.1. Histórico.....	4
3.2. Aspectos fundamentais da deformação a quente.....	6
3.2.1. Recuperação estática.....	6
3.2.2. Recristalização estática.....	6
3.2.3. Nucleação .....	7
3.2.4. Crescimento .....	8
3.2.5. Cinética de recristalização estática.....	8
3.2.6. Recuperação dinâmica.....	8
3.2.7. Recristalização dinâmica.....	9
3.2.8. Recristalização metadinâmica .....	13
3.2.9. Curva tensão versus deformação durante trabalho a quente.....	13
a) Encruamento, Recuperação e Recristalização .....	14
b) Amaciamento no intervalo entre passes .....	14
3.3. Mecanismos de aumento de resistência nos aços .....	16
3.3.1. Aços convencionais.....	16
3.3.2. Aços TRIP .....	17
3.3.3. Aços TWIP .....	19
3.4. Composição química.....	21
3.4.1. Efeito dos principais elementos de liga no aço TWIP.....	22
3.4.2. Aspectos termodinâmicos do aço TWIP .....	25
3.5. Propriedades mecânicas.....	28
a) Análise do comportamento plástico .....	31
3.6. Microestrutura .....	34
3.7. Expectativas para aplicação do aço TWIP .....	37
<b>4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>40</b>
4.1. Composição química da liga .....	40
4.2. Processamento do material em escala piloto .....	40
4.3. Ensaio dilatométrico .....	41
4.3.1. Simulação da etapa de laminação a quente .....	41

4.3.2. Obtenção das curvas de recristalização e de transformação em resfriamento contínuo .....	43
4.4. Simulação dos ciclos de recozimento na máquina Gleeble 3500 .....	44
4.5. Ensaio mecânicos .....	46
4.5.1. Ensaio de tração.....	46
4.5.2. Simulação da etapa de conformação a frio.....	47
4.5.3. Teste de dureza.....	47
4.6. Caracterização microestrutural.....	48
4.6.1. Análises microscópicas .....	48
4.6.2. Difratomia de raios-X.....	48
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>49</b>
5.1. Processamento do material em escala piloto .....	49
5.1.1. Fabricação do lingote de aço TRIP-TWIP .....	49
a) Primeira etapa de laminação a quente.....	51
b) Segunda etapa de laminação a quente.....	53
c) Etapa de laminação a frio .....	54
5.2. Simulação da etapa de laminação a quente.....	55
5.2.1. Determinação das características de amaciamento do aço TRIP-TWIP .....	55
5.2.2. Aspecto microestrutural do material laminado a quente.....	62
5.3. Simulação da etapa de laminação a frio.....	65
5.3.1. Aspecto microestrutural do material laminado a frio .....	65
5.3.2. Recristalização durante o aquecimento contínuo.....	67
5.3.3. Efeito da temperatura de encharque nos valores de propriedades mecânicas .....	69
a) Avaliação do mecanismo de endurecimento durante a etapa de deformação plástica.....	73
5.3.4. Efeito da temperatura de encharque na microestrutura formada no final da etapa de recozimento .....	81
5.3.5. Efeito da temperatura de encharque no mecanismo de deformação plástica .....	88
<b>6. CONCLUSÕES .....</b>	<b>94</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....</b>	<b>98</b>
<b>8. PUBLICAÇÕES.....</b>	<b>103</b>

## LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recupera dinamicamente (MCQUEEN, 1976).....	9
Figura 3.2 – Representação esquemática da curva de escoamento plástico de materiais que se recristalizam dinamicamente (MCQUEEN, 1975). .....	10
Figura 3.3 – Representação esquemática da recuperação e da recristalização estáticas durante a laminação a quente (MCQUEEN, 1975). .....	11
Figura 3.4 – Representação esquemática dos estágios de encruamento em altas temperaturas em um diagrama taxa de encruamento versus tensão aplicada.....	12
Figura 3.5 – Representação esquemática da contribuição relativa dos dois processos dinâmicos de amaciamento, associados ao trabalho a quente (DJAIC, 1973).....	14
Figura 3.6 – Representação da relação entre os três mecanismos de amaciamento estático com a deformação de um material que recristaliza dinamicamente (DAVENPORT, 2000).....	15
Figura 3.7 – Representação esquemática do movimento de deslocamentos (CALLISTER, 2007). .....	16
Figura 3.8 – Efeito TRIP durante o teste de tração (ZACKAY, 1967).....	17
Figura 3.9 – Representação esquemática do aspecto microestrutural de um aço TRIP (AUTOSTEEL, 2011).....	18
Figura 3.10 – Efeito “Hall-Petch Dinâmico” (COOMAN, 2011). .....	20
Figura 3.11 – Representação esquemática da influência da energia de falha de empilhamento no mecanismos de deformação da austenita, em função da composição química do material (Adaptado de TWARDOWSKI, 2012). .....	21
Figura 3.12 – Efeito da adição de alumínio na estampagem profunda de aços TWIP (KIM, 2008).....	23
Figura 3.13 – Evolução da recristalização dinâmica regida pelo mecanismo conhecido como necklaces (JAFARI, 2007). .....	25
Figura 3.14 – (a) Diagrama de equilíbrio Fe-Mn; (b) fases observadas no sistema de liga Fe-Mn-C após têmpera a partir de 950°C; (c) zona de estabilidade da austenita no sistema de liga Fe-Mn-C a 700°C. (COOMAN, 2011)..	27
Figura 3.15 – Efeito da adição de Al no mecanismo de endurecimento do aço TWIP (JUNG, 2008). .....	28
Figura 3.16 – Propriedades mecânicas dos aços (AUTOSTEEL, 2014). .....	29
Figura 3.17 – Propriedades mecânicas (limite de escoamento - LE, limite de resistência - LR; alongamentos uniforme - AL <sub>U</sub> e alongamento total - AL <sub>T</sub> ) de aços TWIP em função dos teores de Mn, Si e Al (GRÄSSEL, 2000). .....	29
Figura 3.18 – Curvas tensão-deformação de engenharia de um aço TWIP com diferentes tamanhos de grãos. ....	30

Figura 3.19 – Variação dos valores de propriedades mecânicas de um aço TWIP em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ( $d^{-0.5}$ ). (a) Limite de escoamento - LE, limite de resistência - LR; (b) alongamentos uniforme - $AL_U$ e alongamento total - $AL_T$ . ....	31
Figura 3.20 – Amostras de aço TWIP com diferentes tamanhos de grãos: (a) Taxa de encruamento em função da deformação e (b) da tensão. (c) Resultado da análise C-J.....	33
Figura 3.21 – (a) Aspecto da microestrutura de aço TWIP após a etapa de recozimento e (b) resultados de análise por difratometria de raios-X (KIM, 2007).....	35
Figura 3.22 – Microestrutura do aço TWIP após 48% de deformação, (a) observada via microscopia eletrônica de varredura (MEV) e (b) de transmissão (MET) (KIM, 2007).....	35
Figura 3.23 – Aspecto típico da microestrutura de um aço TWIP para diferentes deformações, observada por MET (COOMAN, 2011).....	36
Figura 3.24 – Evolução dos artigos publicados e dos pedidos de patentes relacionados ao aço TWIP (PLA-FERNANDO, 2011).....	37
Figura 4.1 – Curvas de escoamento obtidas em ensaios com duas deformações consecutivas.....	42
Figura 4.2 – Esquema representativo do procedimento adotado para avaliação da influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de laminação na capacidade de deformação do aço TRIP-TWIP.....	42
Figura 4.3 – Desenho do corpo de prova para os ensaios dilatométricos. ....	43
Figura 4.4 – Esquema representativo para a obtenção das temperaturas de transformação da martensita. ....	43
Figura 4.5 – Parâmetros adotados para a obtenção da curva de recristalização. ...	44
Figura 4.6 – Esquema representativo dos locais onde foram retiradas as amostras para as simulações térmicas na máquina Gleeble.....	45
Figura 4.7 – Condições propostas para o estudo do efeito da temperatura de recozimento no aço TRIP-TWIP. ....	46
Figura 4.8 – Representação esquemática do <i>blank</i> onde foram retirados os corpos de prova para o ensaio de tração. ....	47
Figura 5.1 – Aspecto superficial do lingote produzido. ....	50
Figura 5.2 – (a) Seção transversal ao lingote produzido, na região de topo e (b) esquema representativo das frentes de solidificação de um lingote de seção quadrada.....	51
Figura 5.3 – (a) Aspecto do lingote após a primeira etapa de laminação a quente, (b) placas seccionadas e (c) placas após corte nas bordas.....	52
Figura 5.4 – Placas após a etapa de usinagem na superfície. ....	53
Figura 5.5 – Aspecto da placa após a segunda etapa de laminação a quente.....	54
Figura 5.6 – Influência do tempo entre passes na fração amaciada estaticamente em função do aumento da temperatura de laminação. ....	57

Figura 5.7 – Resistência a deformação ( $kf_{m\acute{a}x}$ ) após um passe de deformação em diferentes temperaturas.....	58
Figura 5.8 – Resistência a deformação ( $kf_{m\acute{a}x}$ ) após o segundo passe de deformação em diferentes temperaturas e tempos entre passes. ....	59
Figura 5.9 – Ensaios isotérmicos de compressão cilíndrica, interrompidos, realizados a 1000°C e 900°C com duas deformações subseqüentes de 30% numa taxa de 2 s <sup>-1</sup> .....	60
Figura 5.10 – Comparativo entre os valores de tensão de fluxo obtidos durante ensaio de torção em aços TRIP780 e API X 65 (MARRA, 2006).....	61
Figura 5.11 – Curvas de fluxo obtidas durante escoamento contínuo até 60% de deformação. ....	62
Figura 5.12 – Aspecto microestrutural da amostra, observado via microscopia óptica, após a etapa de laminação piloto a quente. ....	63
Figura 5.13 – Difratometria de raios-X na amostra laminada a quente.....	64
Figura 5.14 – Aspecto microestrutural da amostra, observado via microscopia óptica, após simulação da etapa de laminação a frio piloto, com 60% de redução na espessura. ....	66
Figura 5.15 – Difratometria de raios-X após a etapa de laminação a frio. ....	67
Figura 5.16 – Mudança da dureza durante o aquecimento contínuo e a derivada da curva dilatométrica em função da temperatura. ....	68
Figura 5.17 – Fração amaciada durante o aquecimento contínuo com taxa de 5°C/s. ....	69
Figura 5.18 – (a) Gráficos Tensão-Deformação de engenharia e (b) verdadeira do aço TRIP-TWIP após 60% de redução a frio e após simulações do ciclo completo de recozimento contínuo. ....	70
Figura 5.19 – Valores de propriedades mecânicas das amostras nas condições laminada a frio (LF) e recozidas nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C. ....	72
Figura 5.20 – Log $\sigma$ versus log $\epsilon$ para o aço TRIP-TWIP recozido em diferentes temperaturas. ....	74
Figura 5.21 – Valor instantâneo de “n” ( $n_i$ ), em função da deformação verdadeira ( $\epsilon$ ) para as amostras de aço TRIP-TWIP recozidas em diferentes temperaturas de encharque. Os dados em símbolos cheios representam o valor de n determinado de acordo com a tabela V.4, e as linhas representam os valores de $n_i$ ( $d(\ln\sigma)/d(\ln\epsilon)$ ). ....	75
Figura 5.22 – Taxa de encruamento versus deformação ( $\epsilon$ ) para as amostras de aço TRIP-TWIP recozidas em diferentes temperaturas de encharque..	77
Figura 5.23 – Taxa de encruamento versus tensão ( $\sigma$ ) para as amostras de aço TRIP-TWIP recozidas em diferentes temperaturas de encharque. ....	77
Figura 5.24 – Análise C-J para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 690°C.....	78
Figura 5.25 – Análise C-J para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 750°C.....	78

Figura 5.26 – Análise C-J para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 810°C.....	79
Figura 5.27 – Taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 690°C.....	79
Figura 5.28 – Taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 750°C.....	80
Figura 5.29 – Taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 810°C.....	80
Figura 5.30 – (a) Aspecto microestrutural da amostra que foi submetida ao ciclo de recozimento contínuo na temperatura 690°C e (b) difratograma de raios-X (DRX). Imagem obtida através de mapeamento de contraste via EBSD. ....	82
Figura 5.31 – (a) Aspecto microestrutural da amostra que foi submetida ao ciclo de recozimento contínuo na temperatura 750°C e (b) difratograma de raios-X (DRX). Imagem obtida através de mapeamento de contraste via EBSD. ....	84
Figura 5.32 – (a) Aspecto microestrutural da amostra que foi submetida ao ciclo de recozimento contínuo na temperatura 810°C e (b) difratograma de raios-X (DRX). Imagem obtida através de mapeamento de contraste via EBSD. ....	85
Figura 5.33 – Variação da dimensão do corpo de prova, em dilatométrica, durante o aquecimento contínuo seguido de resfriamento brusco. ....	87
Figura 5.34 – Difratogramas de raios-X de amostras recozidas na temperatura de encharque de 690°C e deformada plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).....	89
Figura 5.35 – Difratogramas de raios-X de amostras recozidas na temperatura de encharque de 750°C e deformada plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).....	90
Figura 5.36 – Difratogramas de raios-X de amostras recozidas na temperatura de encharque de 810°C e deformada plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).....	90
Figura 5.37 – Evolução microestrutural das amostras recozidas na temperatura de encharque de 690°C e deformadas plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).....	91
Figura 5.38 – Evolução microestrutural das amostras recozidas na temperatura de encharque de 750°C e deformadas plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).....	91
Figura 5.39 – Evolução microestrutural das amostras recozidas na temperatura de encharque de 810°C e deformadas plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).....	92
Figura 5.40 – Evolução da fase austenita em função da deformação plástica, para as amostras recozidas em diferentes temperaturas de encharque. ....	92

- Figura 5.41 – Evolução da fase martensita  $\alpha'$  em função da deformação plástica, para as amostras recozidas em diferentes temperaturas de encharque.  
.....93
- Figura 5.42 – Evolução da fase martensita  $\varepsilon$  em função da deformação plástica, para as amostras recozidas em diferentes temperaturas de encharque.  
.....93

## LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 – Graus de resistência mecânica de aço TWIP produzidos atualmente (Fonte: AUTOSTEEL, 2014).....	6
Tabela III.2 – Composições químicas de aços TRIP de baixa liga (% em massa) .	18
Tabela III.3 – Equações utilizadas para determinação do expoente de encruamento “n”.....	32
Tabela IV.1 – Principais elementos da composição química visada para o lingote que foi produzido em escala piloto (% em massa).....	40
Tabela IV.2 – Parâmetros dos ciclos de recozimento a serem simulados na máquina Gleeble.....	46
Tabela V.1 – Principais elementos da composição química visada e obtida para o lingote produzido em escala piloto (% em massa).....	49
Tabela V.2 – Resultados obtidos durante ensaio de deformação a quente do aço TRIP-TWIP.....	56
Tabela V.3 – Valores de propriedades mecânicas do aço TRIP-TWIP Laminado a frio (LF) e recozido em diferentes temperaturas.....	73
Tabela V.4 – Valores do expoente de encruamento “n” determinados em diferentes patamares de deformação para o aço TRIP-TWIP recozido nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C.....	74
Tabela V.5 – Valores do coeficiente de resistência K determinados em diferentes patamares de deformação para o aço TRIP-TWIP recozido nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C.....	74
Tabela V.6 – Resultados da análise quantitativa de constituintes formados na microestrutura do aço após as simulações dos ciclos térmicos de recozimento contínuo.....	86

## LISTA DE NOTAÇÕES

AHSS = aços avançados de alta resistência

AL<sub>U</sub> = alongamento uniforme

AL<sub>T</sub> = alongamento total

BEV = *battery electric vehicle*

EBSD = *electron backscatter diffraction*

EURO - NCAP = *european new car assessment program*

FCV = *fuel cell vehicle*

FSV = *future steel vehicle*

HF = forno de aquecimento

LE = limite de escoamento

LR = limite de resistência

MEV = microscopia eletrônica de varredura

M<sub>f</sub> = temperatura de fim de transformação martensítica

MO = microscopia óptica

M<sub>s</sub> = temperatura de início de transformação martensítica

NHTSA = *national highway traffic safety administration*

OA = forno de envelhecimento

PHEV = *plug-in hybrid electric vehicle*

SCF = forno de resfriamento lento

SF = forno de encharque

t = tempo

T = temperatura

Tx = taxa

TRIP = *transformation induced plasticity*

TWIP = *twinning induced plasticity*

WQ = tanque com água

1C = forno de resfriamento rápido

2C = forno de resfriamento secundário

$\theta$  = taxa de encruamento

$d\sigma$  = derivada da tensão

$d\varepsilon$  = derivada da deformação

$\alpha'$  = martensita (estrutura CCC)

$\varepsilon$  = martensita (estrutura HC)

$\gamma$  = austenita (estrutura CFC)

$\rho$  = densidade do aço

$\Gamma$  = energia de falha de empilhamento

$\sigma_0$  = tensão de início de escoamento plástico na primeira deformação

$\sigma_m$  = tensão na primeira interrupção do teste

$\sigma_r$  = tensão na segunda deformação

## RESUMO

Atualmente, a estrutura dos automóveis é composta por diferentes tipos de aços, de acordo com a função específica de cada componente. As peças que exigem elevada resistência mecânica são produzidas com aços convencionais de alta resistência (HSLA, CMn, IF-HSS etc.) ou com a primeira geração de aços avançados de alta resistência (AHSS - *Dual phase*, TRIP, *Complex Phase* etc.). A segunda geração desses aços, na qual se inclui o aço TWIP, é caracterizada por uma combinação de alta resistência com excelente capacidade de conformação. O aço TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) é caracterizado pelo elevado teor de manganês (15-30%, em massa), o que determina sua microestrutura totalmente austenítica em temperatura ambiente. A intensa formação de maclas no interior dos grãos é o mecanismo responsável pela excelente capacidade de deformação desse tipo de aço. Este estudo teve como objetivo avaliar as condições de processamento do aço TRIP-TWIP em escala piloto e fornecer subsídios para que, no futuro, possam ser conduzidas experiências para o desenvolvimento industrial desse tipo de aço na Usiminas. Na etapa de deformação a quente, o aço estudado mostrou grande capacidade de amaciamento, principalmente em temperaturas mais altas. Já durante a laminação a frio, a carga de laminação piloto alcançou picos da ordem de 200 t, valores superiores aos alcançados durante a laminação de aços de DP1000 e TRIP780. O recozimento a 750°C gerou uma microestrutura austenítica homogênea e valores de propriedades mecânicas compatíveis com aqueles relatados na literatura. O aumento na quantidade de deformação plástica após o recozimento propiciou um aumento significativo no teor de martensita  $\alpha'$  em detrimento da austenita, indicando que o principal mecanismo de aumento de plasticidade para o aço avaliado é o efeito TRIP, embora tenham sido identificadas também maclas de deformação (efeito TWIP) no interior dos grãos austeníticos remanescentes.

## ABSTRACT

Currently, the structure of automobiles is composed of different types of steels, according to the specific function of each component. Parts that require high mechanical strength are produced with conventional high-strength steels (HSLA, CMn, IF-HSS etc.) or with the first generation of advanced high strength steels (AHSS - dual phase, TRIP, Complex Phase etc.). The second generation of steels, which includes the TWIP steel, is characterized by a combination of high strength with excellent formability. The TWIP steel (Twinning Induced Plasticity) is characterized by high manganese content (15-30%), which determines its fully austenitic microstructure at room temperature. The intense formation of twinned grains is the mechanism responsible for the excellent formability of this type of steel. This study aimed to evaluate the processing conditions of the TRIP-TWIP steel in pilot scale and provide subsidies for the industrial development of this type of steel at Usiminas. In the hot deformation step, the steel studied showed softening large capacity, especially at higher temperatures. The rolling load during cold rolling pilot reached peaks of around 200 t, values higher than those achieved during pilot process of the steels TRIP780 and DP1000. A homogeneous austenitic microstructure and mechanical properties values were consistent with those reported in the literature, obtained to the annealing temperature at 750°C. The increase in the amount of plastic deformation after annealing resulted in a significant enhance in the percentage of martensite  $\alpha'$  instead of austenite, indicating that the main mechanism to increase plasticity of steel is assessed with TRIP effect, although they were also identified in twinned strain (TWIP effect) within the remaining austenite grain.

## 1. INTRODUÇÃO

A indústria siderúrgica tem realizado grandes esforços visando o desenvolvimento de aços avançados de alta resistência, fornecendo soluções e métodos, em parceria com o setor automotivo, para utilização desses aços, principalmente em projetos estruturais. O foco desses projetos está direcionado para o atendimento aos requisitos ambientais e de segurança dos passageiros em eventuais colisões. Com relação à segurança, por exemplo, órgãos internacionais, tais como o europeu EURO NCAP (*European New Car Assessment Program*) e o norte americano NHTSA (*Nacional Highway Traffic Safety Administration*), executam testes padronizados para medir o desempenho de automóveis em uma simulação de impacto. As peças que asseguram a integridade física dos passageiros em um evento de colisão lateral ou de capotagem do automóvel devem ser fabricadas com aços de elevada resistência mecânica. Já os aços com elevada capacidade de absorção de energia são utilizados em peças envolvidas em colisões frontais e na traseira do automóvel.

O aço TWIP (*Twinning Induced Plasticity*) é um aço de alta resistência mecânica combinada com grande capacidade de deformação. A estrutura austenítica desse tipo de aço é mantida durante todo o processo de deformação plástica, e o efeito da intensa formação de maclas no interior dos grãos é o mecanismo responsável pela excelente capacidade de deformação. As maclas geram um refinamento na microestrutura, funcionando como contornos de grão e atuando como barreiras para as deslocamentos móveis. Dessa forma, o material apresenta alongamento total elevado, boa resistência mecânica e grande capacidade de absorção de energia.

A composição química desse tipo de aço é caracterizada pelo alto teor de Mn (15-30%, em massa). A adição dos elementos de liga C, Si e Al é necessária para a obtenção de alta resistência mecânica e elevado alongamento uniforme, associados com o efeito TWIP. Dependendo do sistema de liga, o teor de carbono pode ser baixo ou alto (0,02-0,6%, em massa). Os elementos de liga Si e Al são adicionados para aumentar a estabilidade da estrutura completamente austenítica com baixa energia de falha de empilhamento. De um modo geral, os aços TWIP apresentam composição química dentro da seguinte faixa de variação: 0,02-0,6% de C; 15-30% de Mn; 0-3% de Si e 0-3% de Al.

Nesse estudo, avaliou-se o comportamento de um aço da classe TRIP-TWIP, durante as diferentes etapas de processamento industrial, através de simulações em escala piloto das etapas de laminação a quente, laminação a frio e recozimento contínuo, nas dependências do Centro de Tecnologia da Usiminas.

## **2. OBJETIVO**

Avaliar o comportamento do aço TRIP-TWIP durante as diferentes etapas de processamento em escala piloto, desde a fundição do lingote até o recozimento, de modo a auxiliar no eventual desenvolvimento em escala industrial dessa qualidade de aço. Foi avaliado um sistema de liga característico, do tipo C-Mn-Al-Si, com teor de Mn de 17%.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

#### 3.1. Histórico

A denominação TWIP está relacionada ao mecanismo utilizado nesses aços para aumento de plasticidade induzido pela formação de maclas, ou seja, *Twinning Induced Plasticity*. Esse mecanismo difere do chamado efeito TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), onde o aumento de plasticidade é conseguido não pela formação de maclas, mas sim através da transformação da austenita em martensita induzida pela deformação.

Os estudos sobre os mecanismos responsáveis pelos fenômenos característicos do aço TWIP não são recentes. Schuman iniciou uma pesquisa exploratória em ligas de aço com elevado teor de Mn em 1971, na Alemanha (SCHUMAN, 1971). Remy e Pineau estudaram o aumento de plasticidade induzido por maclação em aços com microestrutura austenítica em 1977, na França, e em 1993, Kim estudou as propriedades de uma liga de aço austenítico para aplicação em estruturas automotivas (REMY, 1977; KIM, 1993).

Em meados da década de 90, a companhia siderúrgica coreana Posco realizou testes industriais em ligas de aço laminado a frio com elevados teores de Al e Mn para aplicações em peças automotivas. Os testes experimentais de estampagem em painéis dianteiros e traseiros indicaram excelentes resultados. Entretanto, não foi possível iniciar a produção comercial devido à necessidade de se otimizar as condições de processamento, principalmente nas etapas de lingotamento contínuo, laminação a quente e soldagem anterior à laminação a frio. Além disso, esse tipo de aço não recebeu muita atenção naquela época (KIM, 2007).

A divulgação do trabalho de Frommayer sobre aços TRIP-TWIP com elevado teor de Mn, que aliam alta resistência e ductilidade para aplicações envolvendo absorção de energia, realizado no *Max Planck Institute* em 2003 (FROMMAYER, 2003), e o interesse da indústria automotiva em aços avançados de alta resistência, incentivaram novos estudos de pesquisa em aços TWIP (COOMAN, 2011).

Recentemente, a Posco retomou a produção, em caráter experimental, do aço TWIP com teor mais baixo de Mn. A alteração do tipo de pó fluxante utilizado na etapa de lingotamento contínuo, com objetivo de se obter boa qualidade superficial nas placas, foi a maior mudança no processamento desse aço. Além disso, foram

utilizadas maiores temperaturas de reaquecimento e de laminação a quente das placas, para reduzir a força durante a laminação, pois esse aço demonstrou elevada resistência à deformação durante o processamento nessa etapa. Entretanto, constatou-se a necessidade de cuidados especiais, pois a temperatura de reaquecimento elevada poderia causar oxidação nos contornos de grão, resultando em degradação da qualidade superficial do material (KIM, 2007).

A empresa Duferco, em experimento realizado na Bélgica, também demonstrou que é possível produzir o aço TWIP em escala industrial. Contudo, a prática operacional na etapa de laminação a quente teve que ser adaptada para garantir o sucesso durante o processamento do material. Os parâmetros adotados durante o experimento são (FERRAIUOLO, 2012):

- dimensões da placa: espessura 250 mm; largura 1000 mm e comprimento 5000 mm;
- temperatura de saída do forno: 1180°C até 1220°C;
- temperatura de entrada no laminador: >1040°C;
- temperatura de acabamento: 900°C até 920°C;
- espessura do material: >4,0 mm;
- temperatura de bobinamento: 450°C até 500°C

A demanda atual por esse tipo de aço ainda não está bem estabelecida no mercado. Entretanto, o aço TWIP foi selecionado para compor o portfólio de aços utilizados no projeto do chamado “Veículo do Futuro em Aço” (FSV - *Future Steel Vehicle*), desenvolvido pela *WorldAutoSteel*. Contudo, sua participação ainda é muito pequena, em torno de 1,5 a 2,5%, da massa total da estrutura dos veículos movidos a bateria elétrica (BEV - *Battery Electric Vehicle*), por meio de células de hidrogênio (FCV - *Fuel Cell Vehicle*) ou híbridos (PHEV - *Plug-in Hybrid Electric Vehicle*). Na tabela III.1 estão mostrados os diferentes graus de resistência mecânica de aço TWIP produzidos atualmente e alguns exemplos de aplicações em componentes automotivos (AUTOSTEEL, 2014).

Tabela III.1 – Graus de resistência mecânica de aço TWIP produzidos atualmente (Fonte: AUTOSTEEL, 2014).

Grau de resistência (LE/LR)	Aplicação automotiva
500/900	Coluna A, caixa de roda
500/980	Roda, para-choque, coluna B
600/900	Travessa de reforço do assoalho
750/1000	Barra de impacto lateral
950/1200	Barra de impacto lateral

LE – Limite de Escoamento.  
LR – Limite de Resistência

## 3.2. Aspectos fundamentais da deformação a quente

### 3.2.1. Recuperação estática

A recuperação estática inicia-se imediatamente após a deformação a quente sem a necessidade de um tempo de permanência em elevada temperatura, uma vez que a aniquilação de discordâncias ocorre individualmente. Parte da energia que foi armazenada durante a deformação plástica é liberada pela aniquilação e rearranjo de discordâncias, sendo que em altas temperaturas a força motriz para este rearranjo é a diminuição da energia armazenada, causada pela poligonização. Este processo induz à formação de estruturas de células e de subgrãos.

A taxa de recuperação depende das características do material, tais como, a proporção de elementos de liga, a energia de falha de empilhamento e os parâmetros de processamento como a quantidade de deformação, taxa de deformação e a temperatura imposta. Temperaturas menores e taxas de deformações maiores implicam em maior quantidade de energia armazenada, e conseqüentemente maior força motriz para a recuperação acontecer (CAHN, 1965; HONEYCOMBE, 1984).

### 3.2.2. Recristalização estática

Após a deformação mecânica ocorre a recuperação estática que restaura o material até certa proporção, sendo que o seu amaciamento ou restauração total só ocorre através da recristalização estática. Esse fenômeno elimina as discordâncias de forma conjunta, com a nucleação e crescimento de novos grãos isentos de deformação. Uma vez que a recristalização inicia-se pela nucleação de novos

grãos, é necessário um tempo de permanência em alta temperatura e uma quantidade de energia armazenada maior que certo valor crítico, que é característica de cada tipo de material. Para a recristalização estática existir é necessário que o material tenha uma quantidade mínima de deformação (deformação crítica). Entretanto, em altas temperaturas é necessária uma menor quantidade de deformação para que a recristalização estática ocorra. Além disso, o tamanho de grão final está intimamente relacionado à quantidade de deformação, à temperatura de processamento e com o tamanho de grão original (HONEYCOMBE, 1984).

### **3.2.3. Nucleação**

A nucleação de novos grãos acontece preferencialmente nos contornos de alto e baixo ângulo, bandas de deformação e inclusões, ou seja, onde a deformação local é maior. O processo de nucleação é ativado termicamente e necessita de um tempo de estabilização antes que os núcleos venham a ser detectados. Existem na literatura três diferentes mecanismos que explicam a nucleação para recristalização estática (HONEYCOMBE, 1984; COTTERILL, 1976).

a) crescimento de subgrãos:

- Os núcleos são formados por um processo de crescimento das células ou subgrãos, em uma área de grande deformação, na qual as discordâncias se rearranjam por poligonização em estruturas celulares. Com o crescimento das células, mais discordâncias são acumuladas nas paredes e, eventualmente, são formados contornos de alto ângulo.

b) coalescimento de subgrãos:

- Um núcleo é formado pela rotação de um subgrão, de tal forma que o seu mau ajustamento com os grãos vizinhos diminui ou aniquila os contornos comuns entre eles. Isto é acompanhado pela criação de contornos de alto ângulo. Este processo foi observado somente com o auxílio de microscopia eletrônica de transmissão.

c) migração de contorno de grão induzida por deformação:

- Uma região livre de deformação é criada a partir da movimentação de contornos de grãos com subestrutura crescida, formados por diferentes tamanhos de subgrãos, para as subestruturas mais finas.

### **3.2.4. Crescimento**

A partir do momento em que o contorno de grão de alto ângulo é formado, ele é capaz de se mover para dentro do material deformado. A taxa de migração desses contornos é diretamente influenciada pela presença de impurezas e pela relação de orientação entre o grão em crescimento e a matriz, assim como pela estrutura dos grãos para a qual estão migrando. O efeito das impurezas é baseado no fato de que elas, quando dissolvidas, retardam o movimento de contornos de grão pela atração entre os átomos de impureza e os contornos de grão. O movimento dos contornos de grão deve arrastar as impurezas com os contornos ou separá-los delas se a concentração destas for pequena o suficiente ou se a força motriz ou a temperatura estiverem elevadas a ponto de favorecerem esse fenômeno (HONEYCOMBE, 1984; COTTERILL, 1976).

### **3.2.5. Cinética de recristalização estática**

A cinética de recristalização estática dos aços após a deformação a quente é de grande importância nos processos industriais. Esse fenômeno pode ser estudado por meio de vários métodos. Um deles é medindo-se a fração de material recristalizado em função do tempo após a deformação, para uma determinada temperatura, através de métodos metalográficos quantitativos. Dessa forma, pode-se determinar a evolução do processo de recristalização do aço. Outro método bastante utilizado é a determinação do parâmetro de amaciamento em função do tempo de espera entre os passes de deformações. Esse ensaio permite determinar a cinética de recristalização estática após a deformação a quente (HONEYCOMBE, 1984; COTTERILL, 1976).

### **3.2.6. Recuperação dinâmica**

A deformação a quente promove nos materiais a geração de defeitos cristalinos como discordâncias, lacunas e maclas. O aumento da resistência do material devido ao aumento da densidade das discordâncias é representado por seu encruamento. A figura 3.1 representa uma curva típica de tensão e deformação equivalentes de um material que se recupera dinamicamente. Durante o encruamento as discordâncias passam por um processo de entrelaçamento. Os mecanismos termicamente ativados, tais como a escalagem e o deslizamento cruzado, fazem com que as discordâncias se reagrupem, formando uma estrutura

celular. A recuperação dinâmica envolve o rearranjo de discordâncias, que pode alcançar o equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e de aniquilação das mesmas, com a formação de células e subgrãos. Este comportamento é típico de metais com alta energia de falha de empilhamento (MCQUEEN, 1976; MECKING, 1978).

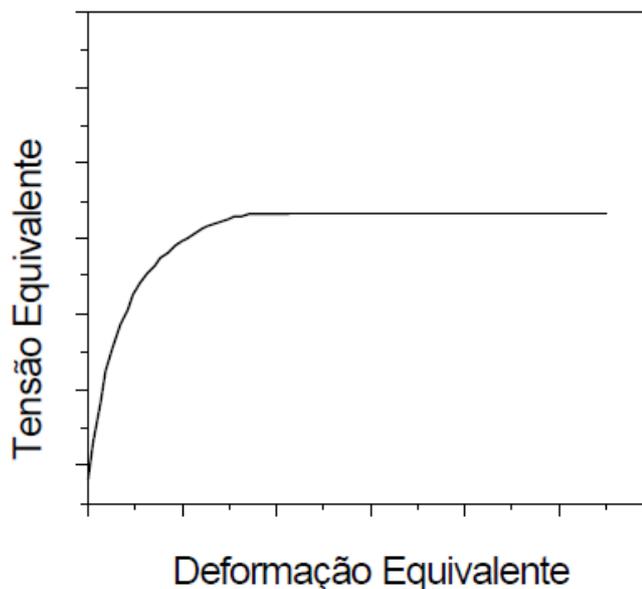


Figura 3.1 – Representação esquemática da curva tensão versus deformação de um material que se recupera dinamicamente (MCQUEEN, 1976).

O estado estacionário é alcançado quando o material entra em equilíbrio dinâmico entre as taxas de geração e de aniquilação, que é caracterizado por manter a tensão constante. No estado estacionário tem-se o rearranjo contínuo dos contornos de subgrãos com a aniquilação de subcontornos antigos e a formação de novos. Esse fenômeno faz com que o tamanho médio dos subgrãos não varie com a deformação, sendo dependente da temperatura e da taxa de deformação (MCQUEEN, 1976; DOBRZAŃSKI, 2011).

### 3.2.7. Recristalização dinâmica

A recristalização dinâmica nos materiais tende a formar arranjos planares de discordâncias com baixa mobilidade, sendo a taxa de aniquilação individual das discordâncias insuficiente para equilibrar a taxa de geração. Temperaturas elevadas favorecem a recristalização dinâmica, que normalmente é observada em

materiais com baixa ou moderada energia de falha de empilhamento (MCQUEEN, 1975). A curva tensão versus deformação, característica de um material que se recristaliza dinamicamente, apresenta um pico de tensão com o aumento da deformação e diminui para um valor intermediário entre o início de escoamento plástico e o pico, como mostrado na figura 3.2.

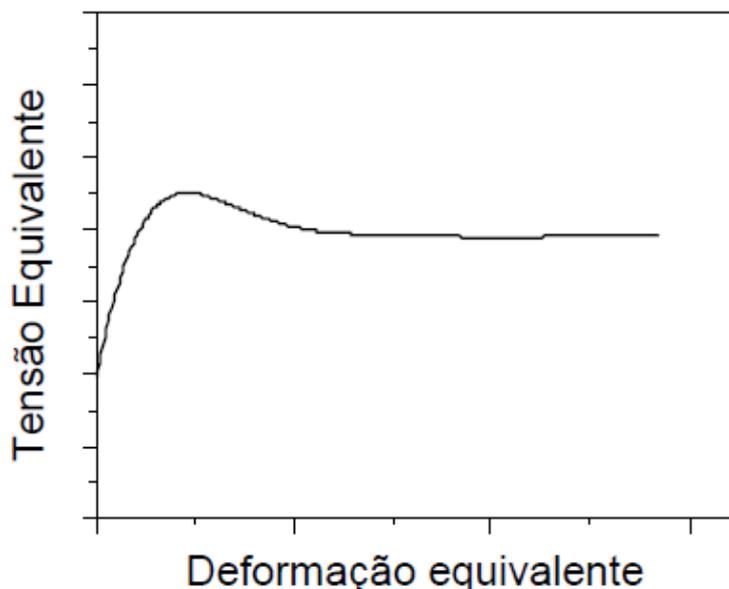


Figura 3.2 – Representação esquemática da curva de escoamento plástico de materiais que se recristalizam dinamicamente (MCQUEEN, 1975).

No estágio inicial de deformação, onde a tensão aumenta com a deformação, a subestrutura desenvolvida é pouco recuperada. As células são relativamente pequenas e possuem paredes bastante emaranhadas. Com o encruamento, os grãos equiaxiais vão se alongando, a tensão passa por um máximo e antes de alcançar este pico aparecem os primeiros núcleos nos contornos de baixo e alto ângulos. Quando a tensão alcança o estado estacionário, os grãos recristalizados são equiaxiais, porém, com tamanhos muito menores que os iniciais, conforme mostrado na representação esquemática da figura 3.3.

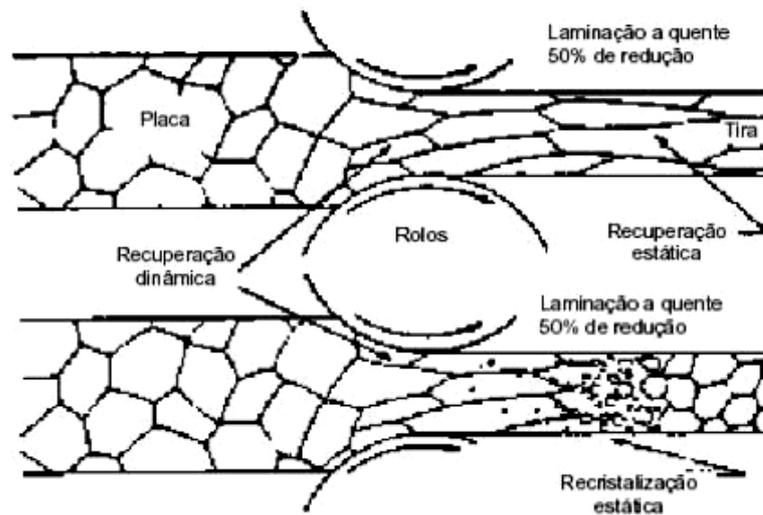


Figura 3.3 – Representação esquemática da recuperação e da recristalização estáticas durante a laminação a quente (MCQUEEN, 1975).

As curvas da taxa de encruamento ( $\theta$ ) em função da tensão aplicada são obtidas derivando-se a curva tensão ( $d\sigma$ ) versus a deformação ( $d\varepsilon$ ), equação 1. Essas curvas são utilizadas para analisar o endurecimento promovido pelo aumento da densidade de discordâncias, que indica o aumento da tensão com a deformação imposta.

$$\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon} \quad (1)$$

Mecking e Gottstein estudaram monocristais CFC e mostraram que em baixas temperaturas a taxa de encruamento pode ser dividida em três estágios, conforme mostrado na figura 3.4. O estágio I é uma região de encruamento com baixa linearidade, que corresponde à ativação de um único sistema de deslizamento. No estágio II aparece um encruamento linear, associado à ativação de múltiplos sistemas de escorregamento. Em seguida, a taxa de encruamento diminui devido à superposição dos dois fenômenos que caracterizam a recuperação dinâmica, isto é, acúmulo e rearranjos de discordâncias, que corresponde ao estágio III. Em materiais CFC policristalinos, o encruamento começa no estágio II, ou seja, não existe o estágio I, e frequentemente é seguido pelo estágio III. Quando se

produzem grandes deformações, um regime secundário de endurecimento (estágio IV) e um regime de recuperação (estágio V) podem ser observados (MECKING, 1978).

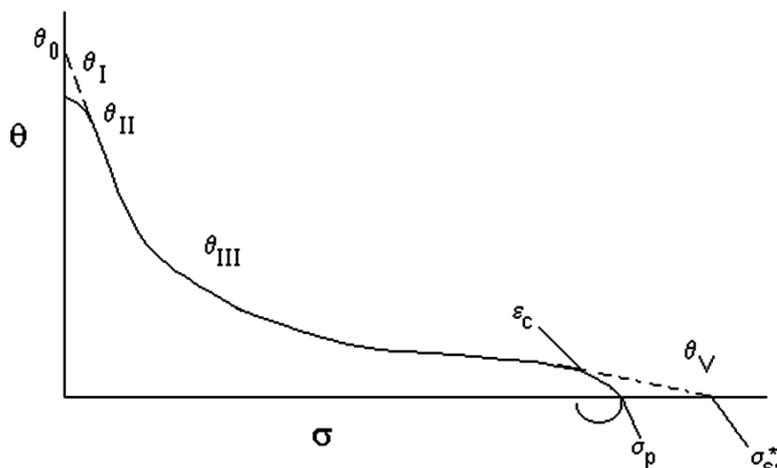


Figura 3.4 – Representação esquemática dos estágios de encruamento em altas temperaturas em um diagrama taxa de encruamento versus tensão aplicada.

Em altas temperaturas, o encruamento em monocristais ou policristais puros geralmente se inicia no estágio III, onde tem-se a ocorrência da recuperação dinâmica. O estágio II é menos pronunciado com o aumento da temperatura e pode estar inteiramente ausente. A taxa de encruamento diminui com a tensão até atingir a deformação crítica para o início da recristalização dinâmica. Neste ponto, a curva da taxa de encruamento muda de inclinação até que a derivada seja igual a zero, que corresponde à tensão de pico ( $\sigma_p$ ), mostrando a ocorrência da recristalização dinâmica.

A recristalização dinâmica inicia quando a deformação atinge um valor crítico ( $\epsilon_c$ ), que é menor que a da deformação de pico ( $\epsilon_p$ ). Sendo que esta diferença pode ser associada ao fato de que os primeiros núcleos restauram apenas localmente, enquanto o material como um todo continua a encruar (MCQUEEN, 1975; DAVENORT, 2000).

Grajcar e Dobrzański realizaram testes de compressão contínua em aços com alto teor de manganês, utilizando taxa de deformação igual a  $10s^{-1}$ , numa faixa de temperatura de  $850^{\circ}C$  até  $1050^{\circ}C$  e encontraram valores relativamente elevados de tensão de fluxo, da ordem de 240 MPa até 450 MPa. Esse comportamento foi

atribuído aos baixos valores de deformação ( $\epsilon_{m\acute{a}x}$ ), que foram capazes de criar condições favoráveis para refinar a microestrutura austenítica do aço durante a laminação a quente, pelo processo de recristalização dinâmica, especialmente na temperatura de 950°C. Esse processo de recristalização é típico em ligas com baixa energia de falha de empilhamento (EFE), como por exemplo, ligas Fe-Mn, Fe-Mn-Al e Fe-Mn-Al-Si (GRAJCAR, 2008; DOBRZAŃSKI, 2010).

### **3.2.8. Recristalização metadinâmica**

A recristalização metadinâmica ocorre quando os núcleos dinamicamente recristalizados continuam a crescer depois que a deformação é interrompida. Enquanto os núcleos da recristalização dinâmica estão crescendo por recristalização metadinâmica, o restante do material sofre recristalização e recuperação estática. Ao contrário da recristalização estática, a recristalização metadinâmica não necessita de um tempo de incubação, isto se deve ao fato de que ela faz uso dos núcleos formados pela recristalização dinâmica. Conseqüentemente, a microestrutura dos grãos recristalizados dinamicamente está sujeita a uma rápida mudança depois do descarregamento e isto resulta em um crescimento do tamanho de grão (SANTOS, 1997).

### **3.2.9. Curva tensão versus deformação durante trabalho a quente**

O aumento da densidade de discordâncias é continuamente reduzido por processos de amaciamento tais como a recuperação e a recristalização dinâmicas durante o trabalho a quente de ligas metálicas, (MCQUEEN, 1973). Caso a recuperação dinâmica seja o único mecanismo de restauração, a tensão aumenta progressivamente até um estado estacionário ( $\sigma_s$ ), que é determinado pelo balanço entre o encruamento e os efeitos de restauração. A recuperação dinâmica progride mais lentamente em materiais com baixa ou moderada energia de falha de empilhamento. Assim, a densidade de discordâncias atinge um valor suficientemente alto para que a recristalização dinâmica seja iniciada, fazendo com que a curva possua uma forma característica, conforme comentado anteriormente. A reação é iniciada depois de alcançar uma deformação crítica ( $\epsilon_c$ ), a partir da qual a taxa de encruamento diminui marcadamente e, eventualmente, o amaciamento faz com que a curva tensão versus deformação exiba um pico de tensão. Com a continuação da deformação, a taxa de amaciamento atinge um máximo, com a

queda da tensão até o início de um regime de estado estacionário, como resultado da resistência reduzida dos novos grãos (MCQUEEN, 1987).

### a) Encruamento, Recuperação e Recristalização

A relação entre esses três mecanismos que podem atuar durante a deformação a quente está mostrada no esquema da figura 3.5. Observa-se que os mecanismos são caracterizados pelo comportamento do aço durante a deformação plástica, destacando a quantidade de encruamento e amaciamento que é atribuída a cada um deles. No encruamento linear não existe nenhum mecanismo de amaciamento dinâmico atuando no material. Já os processos dinâmicos são capazes de reduzir tensão a partir do encruamento linear até valores iguais ou inferiores à tensão de escoamento. Em metais com alta energia de falha de empilhamento, a operação de mecanismos de recuperação dinâmica reduz a tensão, alcançando o mesmo patamar da tensão de escoamento. Em metais com energia de falha de empilhamento moderada ou baixa, a recristalização dinâmica produz um amaciamento adicional durante a deformação, que atinge valores de tensão inferiores à tensão de escoamento do material (DJAIC, 1973).

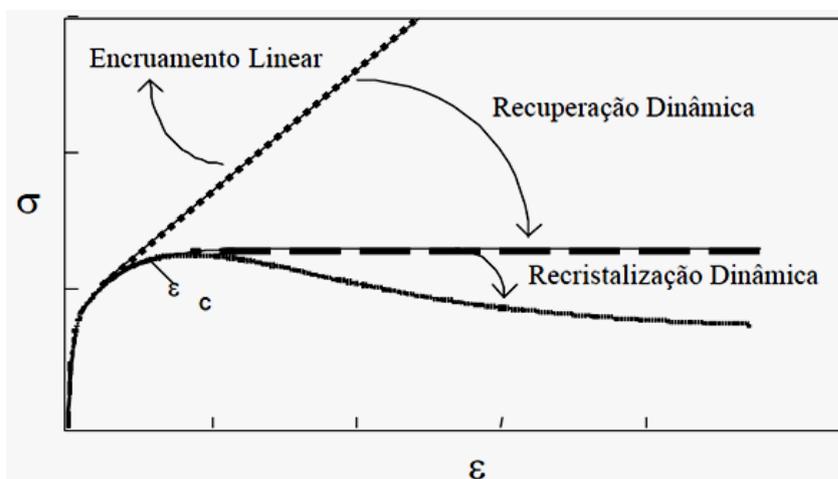


Figura 3.5 – Representação esquemática da contribuição relativa dos dois processos dinâmicos de amaciamento, associados ao trabalho a quente (DJAIC, 1973).

### b) Amaciamento no intervalo entre passes

A deformação mecânica a quente do aço é realizada em seqüências de passes contínuos, com objetivo principal de reduzir a espessura do material. Os processos

de endurecimento e amaciamento ocorrem juntamente com a deformação. Tem-se, também, o amaciamento após a deformação, no intervalo entre passes. A extensão do amaciamento entre passes depende do material, da temperatura e do estágio em que a deformação foi interrompida. Uma representação esquemática da influência do estágio de interrupção da deformação nos processos de amaciamento que ocorrem nos intervalos entre passes está mostrada na figura 3.6. Percebe-se que para deformações menores que a deformação crítica para a recristalização estática, o único processo possível de restauração é a recuperação estática. Com deformações maiores, porém abaixo da deformação de pico, percebe-se a ocorrência da recuperação estática seguida de recristalização estática. Para deformações maiores que a do pico, porém menores que a deformação de início de estado estacionário, existe um período em que ocorrem a recuperação estática e a recristalização metadinâmica, seguida por recristalização estática. No estado estacionário a recristalização estática é evitada inteiramente, ocorrendo apenas recuperação estática e recristalização metadinâmica (DAVENPORT, 2000; DJAIC, 1973).

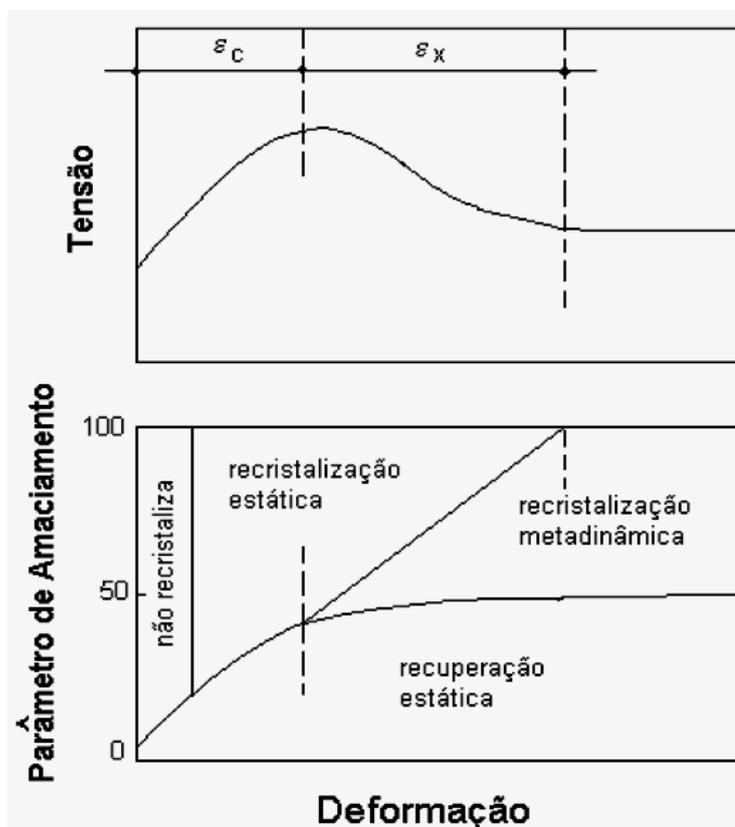


Figura 3.6 – Representação da relação entre os três mecanismos de amaciamento estático com a deformação de um material que recristaliza dinamicamente (DAVENPORT, 2000).

### 3.3. Mecanismos de aumento de resistência nos aços

#### 3.3.1. Aços convencionais

O escorregamento de discordâncias em planos cristalográficos definidos é o mecanismo que rege a deformação nos aços convencionais. Dessa maneira, ocorre uma alteração na forma do material, sem mudar sua estrutura cristalina ou volume (HONEYCOMBE, 2006; CALLISTER, 2007). Um esquema clássico da movimentação da discordância está mostrado na figura 3.7. O deslizamento ocorre quando é aplicada uma tensão cisalhante acima de um valor crítico. Assim, os átomos movem um número inteiro de discordâncias atômicas ao longo do plano de deslizamento, produzindo um degrau no arranjo atômico. Percebe-se, que a estrutura cristalina é perfeitamente restaurada após ter ocorrido o deslizamento (DIETER, 1981; CALLISTER, 2007).

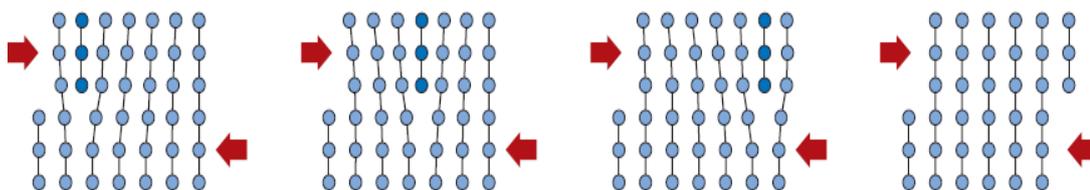


Figura 3.7 – Representação esquemática do movimento de deslocações (CALLISTER, 2007).

O mecanismo de endurecimento dos aços convencionais consiste em dificultar ao máximo a mobilidade das discordâncias presentes na estrutura cristalina do metal. Esses defeitos no reticulado cristalino fazem com que a resistência mecânica dos materiais seja menos de 10% do valor que seria teoricamente possível. Todos os mecanismos de endurecimento, já bastante conhecidos, tais como, efeito de solução sólida, endurecimento pelos contornos de grão e o endurecimento por aumento da segunda fase, são capazes de elevar as propriedades mecânicas desses tipos de aços (PICKERING, 1978; GINZBURG, 2003).

A relação entre o movimento de discordância e o comportamento mecânico é importante para entender os mecanismos de endurecimento dos metais. Uma vez que a deformação plástica corresponde ao movimento de grandes números de discordâncias, a capacidade de um material de se deformar plasticamente depende da capacidade das discordâncias se moverem. Com isso, a resistência mecânica do material pode ser aumentada com a redução da mobilidade das discordâncias;

isto é, maiores forças mecânicas serão requeridas para iniciar a deformação plástica. Por outro lado, quanto mais desimpedido estiver o movimento das discordâncias, maior será a facilidade com a qual um metal pode se deformar, conseqüentemente, mais macio e menos resistente ele se torna.

### 3.3.2. Aços TRIP

Os aços com plasticidade induzida por transformação da austenita em martensita (TRIP – *Transformation Induced Plasticity*) se destacam no cenário automotivo por oferecerem uma ótima relação entre resistência e ductilidade. De acordo com Zackay e co-autores, os pioneiros no estudo desse tipo de aço, o mecanismo de aumento da resistência dos aços TRIP tem relação com a austenita presente na microestrutura em temperatura ambiente, a qual pode se transformar em martensita durante a deformação mecânica e, conseqüentemente, aumentar a dureza e a ductilidade do material (ZACKAY, 1967). Assim, o desafio tecnológico na fabricação desse tipo de aço está relacionado com a estabilização de uma quantidade suficiente de austenita em temperatura ambiente, após a etapa de recozimento. O mecanismo de endurecimento para os aços TRIP é mostrado esquematicamente na figura 3.8.

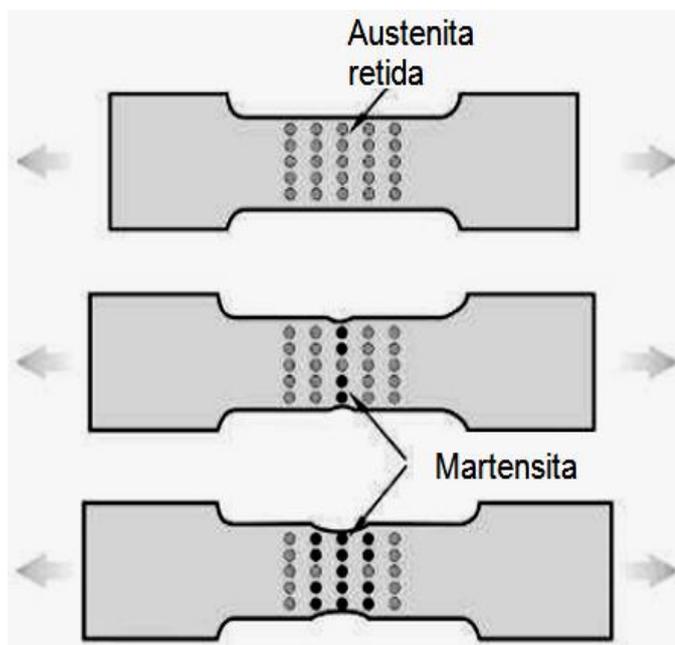


Figura 3.8 – Efeito TRIP durante o teste de tração (ZACKAY, 1967).

Na figura 3.9 está mostrado um desenho da microestrutura de um aço TRIP. As propriedades mecânicas desses aços são obtidas a partir de uma microestrutura multi-fásica composta por ferrita (+/-50%), bainita (+/-35%), austenita retida (7% até 15%) e martensita (1% até 5%). Sendo que a austenita retida é considerada o constituinte mais importante na microestrutura do aço TRIP (KUZIAK, 2008).

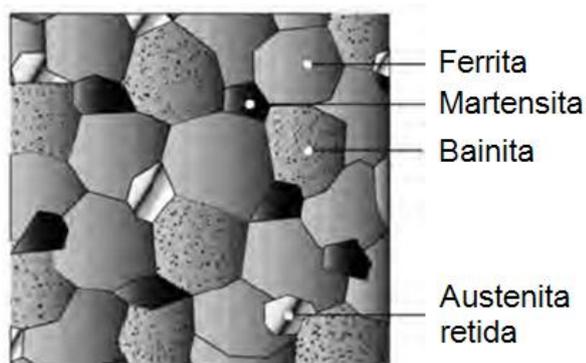


Figura 3.9 – Representação esquemática do aspecto microestrutural de um aço TRIP (AUTOSTEEL, 2011).

Esses aços são caracterizados pelo teor relativamente baixo de elementos de liga (3,5%, em massa). Várias composições químicas para obtenção de aços TRIP 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 mostradas na tabela III.2 (FERRER, 2007).

Tabela III.2 – Composições químicas de aços TRIP de baixa liga (% em massa).

	C	Mn	Si	Al	P	Nb	V
Mn-Si	0,20	1,5	1,5	-	-	-	-
Mn-Al	0,20	1,5	0,1	1,8	-	-	-
Mn-P	0,15	2,0	-	-	0,03	-	-
Mn-Si-Al	0,30	1,5	0,3	1,2	-	-	-
Mn-Si-P	0,15	1,5	0,6	-	0,01	-	-
Mn-Si-Nb	0,20	1,5	1,5	-	-	0,04	-
Mn-Si-V	0,15	1,5	0,6	-	-	-	0,06

A seleção da quantidade adequada de elementos de liga para atingir as propriedades mecânicas desejadas é fundamental na concepção do projeto de liga do aço.

O carbono, por exemplo, deve ser adicionado em quantidade suficiente para enriquecer a austenita durante a etapa de recozimento contínuo e, dessa forma, manter a temperatura de transformação dessa fase para martensita ( $M_s$ ) em torno de 15°C até 25°C abaixo da temperatura ambiente. Contudo, o teor desse elemento não deve ultrapassar 0,25% (em massa), pois poderá provocar problemas durante a soldagem desse material.

Já o Mn, além de ajudar a estabilizar a austenita em temperatura ambiente, diminui a temperatura de início de transformação da cementita e também aumenta a solubilidade do carbono na ferrita e na cementita. Além disso, esse elemento aumenta a resistência do material através de endurecimento por solução sólida.

Ao contrário dos outros elementos, o Si aumenta a atividade do carbono tanto na austenita quanto na ferrita e diminui a solubilidade do carbono na ferrita. Além disso, esse elemento inibe a formação de cementita. O teor mínimo de Si necessário para suprimir a formação de cementita é em torno de 0,8% (em massa). Entretanto, vale lembrar, que esse elemento afeta a cinética da transformação bainítica, favorecendo a segregação de átomos de carbono da ferrita para a austenita remanescente. O elevado teor de Si promove a formação de uma camada fina de óxidos na superfície da chapa durante a etapa de recozimento contínuo. No caso de aços revestidos a quente, esses óxidos exercem grande influência na capacidade de aderência do zinco líquido na chapa de aço e, conseqüentemente, afetam a qualidade do revestimento na superfície do aço TRIP (KUZIAK, 2008).

### **3.3.3. Aços TWIP**

Conforme comentado anteriormente, o mecanismo de deformação nos aços convencionais é baseado no escorregamento de discordâncias em planos cristalográficos definidos, ocorrendo, assim, uma alteração de forma sem modificação da estrutura cristalina do material. Já no aço TWIP, a maclação induzida pela deformação plástica reduz gradualmente o caminho livre efetivo para a movimentação das deslocações, provocando, de acordo com a figura 3.10, o chamado efeito “Hall-Petch Dinâmico” (COOMAN, 2011). Com o aumento da tensão durante a deformação, a fração volumétrica das maclas aumenta de forma

contínua e os grãos são subdivididos em unidades menores. Dessa forma, o efeito “Hall-Petch Dinâmico” pode ser considerado eficaz na promoção de um refinamento da microestrutura do aço.

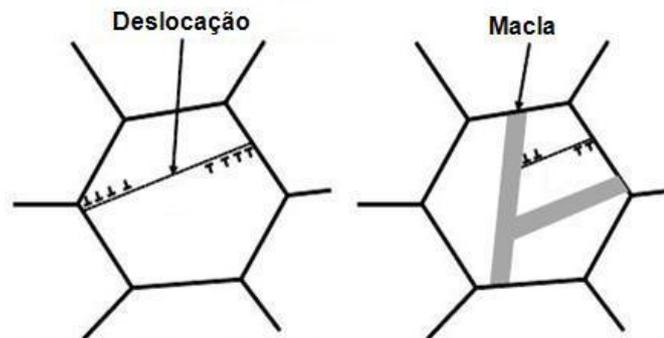


Figura 3.10 – Efeito “Hall-Petch Dinâmico” (COOMAN, 2011).

A formação de maclas mecânicas envolve a criação de novas orientações cristalográficas e, conseqüentemente, reduz de maneira progressiva o movimento das deslocações, resultando em maior encruamento do material. Para cada estrutura cristalina existe uma direção definida em um plano cristalográfico específico segundo os quais a maclação ocorre. Não se sabe se existe uma tensão resolvida de cisalhamento crítica para a maclação. Entretanto, a maclação não é um mecanismo de deformação dominante nos metais que possuem muitos sistemas possíveis de deslizamento, ocorrendo geralmente quando os sistemas de deslizamentos são restritos ou quando, por algum motivo, a tensão de cisalhamento crítica é aumentada, tornando a tensão para a maclação inferior à tensão necessária para o deslizamento. Isso explica a ocorrência de maclação em baixas temperaturas ou em altas taxas de deformação nos metais CCC e CFC ou nos metais HC com orientação desfavorável ao deslizamento basal (DIETER, 1981).

De acordo com Cooman, o mecanismo de maclação ocorre na austenita metaestável quando a variação da energia livre de Gibbs ( $\Delta G$ ) da reação martensítica,  $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow \text{M}\epsilon(\text{HC})$ , é positiva, variando entre 110 J/mol e 250 J/mol, e a energia de falha de empilhamento (EFE) é relativamente baixa, variando entre 15 mJ/m<sup>2</sup> e 30 mJ/m<sup>2</sup>. Se a EFE for menor, o aço apresenta efeito TRIP ao invés do TWIP, e não se consegue atingir uma ductilidade tão alta. Contudo, se a EFE for maior, o mecanismo que contribui para a deformação é regido por escorregamento devido ao movimento das deslocações. Ele conclui que o mecanismo de deformação do aço TWIP, em baixa deformação, pode ser considerado como

sendo deslizamento planar e formação de amplas falhas de empilhamento atômico, e que a maclação é ativada juntamente com os planos de escorregamento. Portanto, o início da maclação requer múltiplos deslizamentos no interior dos grãos deformados (COOMAN, 2011). A figura 3.11 contribui para o entendimento desse mecanismo.

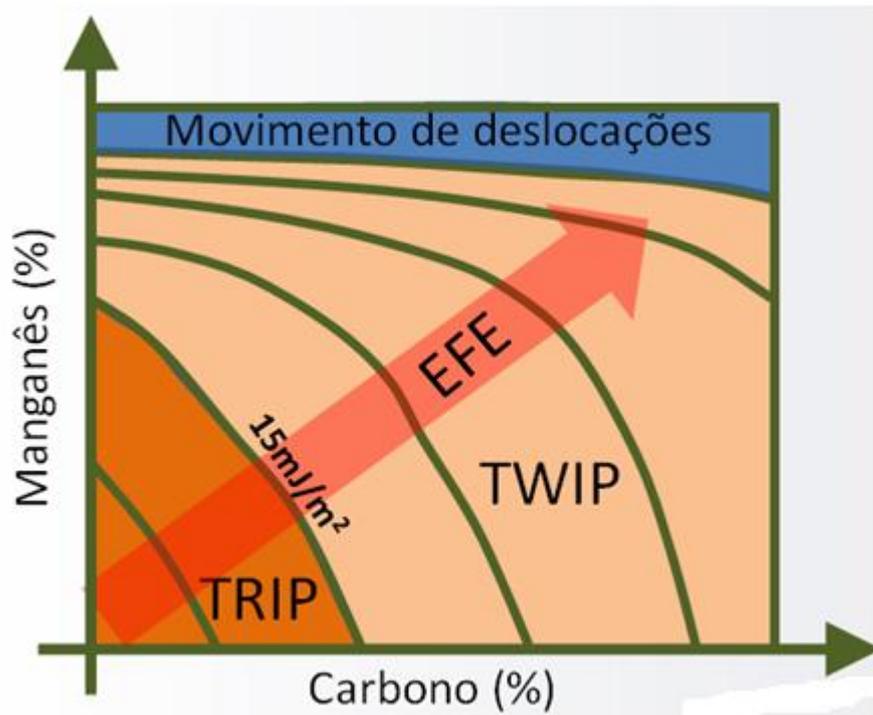


Figura 3.11 – Representação esquemática da influência da energia de falha de empilhamento no mecanismos de deformação da austenita, em função da composição química do material (Adaptado de TWARDOWSKI, 2012).

### 3.4. Composição química

As ligas Fe-Mn com efeito TWIP são aços de alta resistência mecânica que apresentam elevada capacidade de conformação. Esses aços, devido ao elevado teor de Mn e à presença de elementos de liga tais como Al e Si, possuem a microestrutura completamente austenítica à temperatura ambiente e são altamente dúcteis. Sua elevada ductilidade se deve a geração de maclas no interior do grão durante a deformação a frio (GRÄSSEL, 1997).

O teor de Mn dos aços TWIP está na faixa de 15% até 30%. Para se obter alta resistência e alongamento uniforme elevado, associados à plasticidade induzida por

maclação, também são necessárias adições de elementos de liga tais como C, Si e Al. O teor de C pode variar de 0,02% até 0,6%, dependendo do sistema de liga. Os elementos Si e Al são adicionados para promover a estabilização da microestrutura completamente austenítica e controlar a energia de falha de empilhamento, mantendo-a com valor entre 15 mJ/m<sup>2</sup> e 30 mJ/m<sup>2</sup>. A composição química típica utilizada nos desenvolvimentos em escala industrial do aço TWIP possui os seguintes teores de elementos químicos: 15% até 30% de Mn; até 3% de Si; até 3% de Al e 0,02% até 0,6% de C (FROMMAYER, 2003; KIM, 2007; COOMAN, 2011; LI, 2011).

#### **3.4.1. Efeito dos principais elementos de liga no aço TWIP**

Pode-se dizer que a composição química ideal do aço TWIP ainda é objeto de estudo e está em fase de aperfeiçoamento, visando a atender plenamente as necessidades da indústria automotiva. A seguir apresenta-se uma breve descrição dos efeitos de alguns dos elementos de liga no aço TWIP.

- **Manganês**

O Mn é o principal elemento de liga no aço TWIP. O seu papel é expandir o campo de estabilidade da fase austenítica, tornando possível obter, em temperatura ambiente, uma microestrutura final formada por uma única fase composta por austenita. Outro papel importante do Mn é controlar a energia de falha de empilhamento e suprimir a transformação martensítica no aço. Assim, o mecanismo de maclação é favorecido pelo teor adequado de Mn na composição química do aço (LI, 2011).

- **Carbono**

O C é um elemento fundamental no endurecimento do aço. Ele estabiliza a austenita e, dessa forma, aumenta a faixa de formação dessa fase nos aços. Além disso, nos aços TWIP, esse elemento aumenta a energia de falha de empilhamento e pode atuar como inibidor para a formação da fase martensita  $\epsilon$ . O aumento da dureza e da resistência à tração de um aço é proporcional ao teor de C até cerca de 0,85%. A ductilidade e a soldabilidade, ao contrário, diminuem com o aumento do teor desse elemento (CHEN, 2013).

- **Alumínio**

O Al pode aumentar a energia de falha de empilhamento e inibir a transição da fase austenítica para a fase martensítica. Assim, o papel do alumínio é permitir, de maneira mais fácil, a deformação por maclação e, conseqüentemente, aumentar a plasticidade e a resistência do aço TWIP. De acordo com Hamada, o alumínio também pode aumentar significativamente a resistência dos aços com alto teor de Mn durante a deformação a quente. Além disso, a recristalização dinâmica pode ser atrasada nesse processo, provocando um refinamento dos grãos austeníticos (HAMADA, 2007; GRÄSSEL, 2000). Por outro lado, o efeito do alumínio durante a estampagem profunda de aços TWIP foi estudado por Kim, que observou a presença de martensita após a etapa de conformação em amostras com e sem esse elemento, porém em menor quantidade no aço com adição de alumínio. Além disso, ele concluiu que o mecanismo de fratura posterior (*delayed cracking*), após a etapa de estampagem profunda, foi inibido pela adição de alumínio, conforme mostrado na figura 3.12. Os autores atribuíram esse fato ao aumento da energia de falha de empilhamento pela adição do alumínio, o qual limitou o surgimento da fase martensítica no aço, (KIM, 2008). Embora o mecanismo do trincamento posterior ainda não esteja muito bem entendido (COOMAN, 2011), Kim sugeriu que ele pode estar relacionado à transformação martensítica induzida pela presença de tensões residuais e à incorporação de hidrogênio na microestrutura (KIM, 2008).

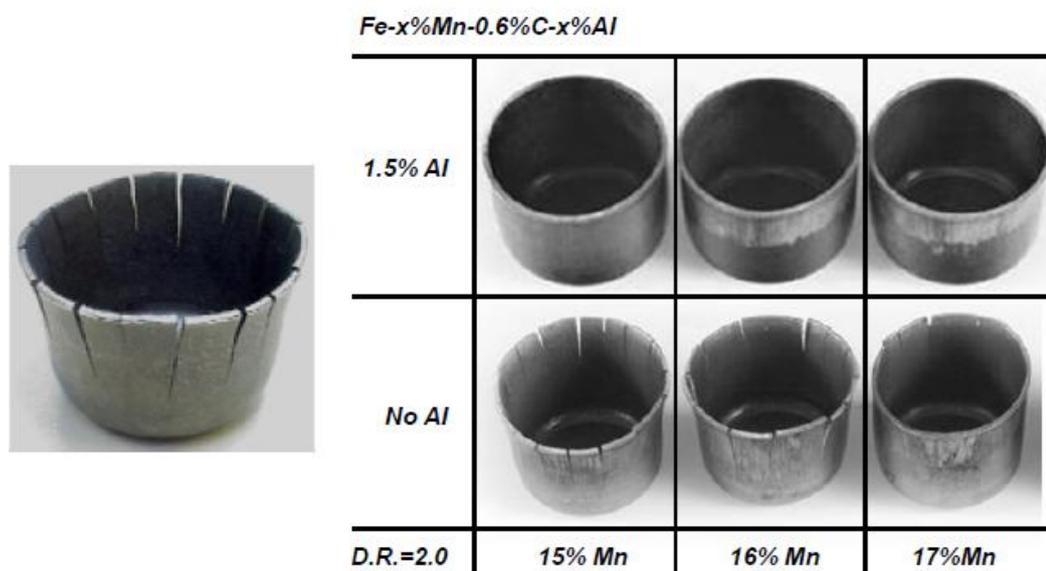


Figura 3.12 – Efeito da adição de alumínio na estampagem profunda de aços TWIP (KIM, 2008).

- **Silício**

Embora existam poucas publicações sobre o efeito do Si na microestrutura e propriedades mecânicas do aço TWIP (LI, 2011), sabe-se que esse elemento pode ser dissolvido na austenita e exercer grande efeito sobre o mecanismo de endurecimento do aço. A energia de falha de empilhamento pode ser reduzida com a adição de Si e, com isso, a transformação da fase austenítica para a fase martensítica pode ser favorecida nas etapas de resfriamento e de deformação a frio do aço TWIP (VERCAMMEN, 2004). Contudo, a adição de Si pode ser efetiva no refinamento da martensita  $\epsilon$ , e conseqüentemente, aumentar a resistência do aço à fratura. Além disso, o Si também pode alterar a solubilidade do C na austenita, afetando o efeito desse elemento nas propriedades mecânicas do aço (CHEN, 2013).

- **Nióbio, Vanádio e Titânio**

A atuação do Nb, V e Ti nos mecanismos de endurecimento de aços microligados de alta resistência já é bem estabelecida na literatura. Entretanto, o efeito desses elementos de liga no comportamento durante a deformação a quente de aços TWIP foi estudado recentemente por Reyes-Calderón (REYES-CALDERÓN, 2013). Os autores concluíram que esses elementos, em especial o Ti, provocaram um ligeiro aumento nos valores de tensão, principalmente, durante menores taxas de deformação. Esse tipo de comportamento foi atribuído ao refinamento da microestrutura. Além disso, eles observaram que são necessárias maiores deformações e temperaturas para a recristalização dinâmica se completar no aço TWIP microligado, se comparado com o aço TWIP sem esses elementos de liga. Em temperaturas da ordem de 900°C a recristalização dinâmica do aço TWIP microligado ocorreu de maneira parcial. Nesse caso, os autores constataram que a recristalização foi regida pelo mecanismo conhecido como *necklaces*. Na figura 3.13 está mostrado um esquema representativo da evolução da recristalização dinâmica por este mecanismo (JAFARI, 2007). Percebe-se que a recristalização, neste caso, se dá pelo crescimento de novos grãos finos, distribuídos, predominantemente, nos contornos de grãos da austenita e em contornos de maclas.

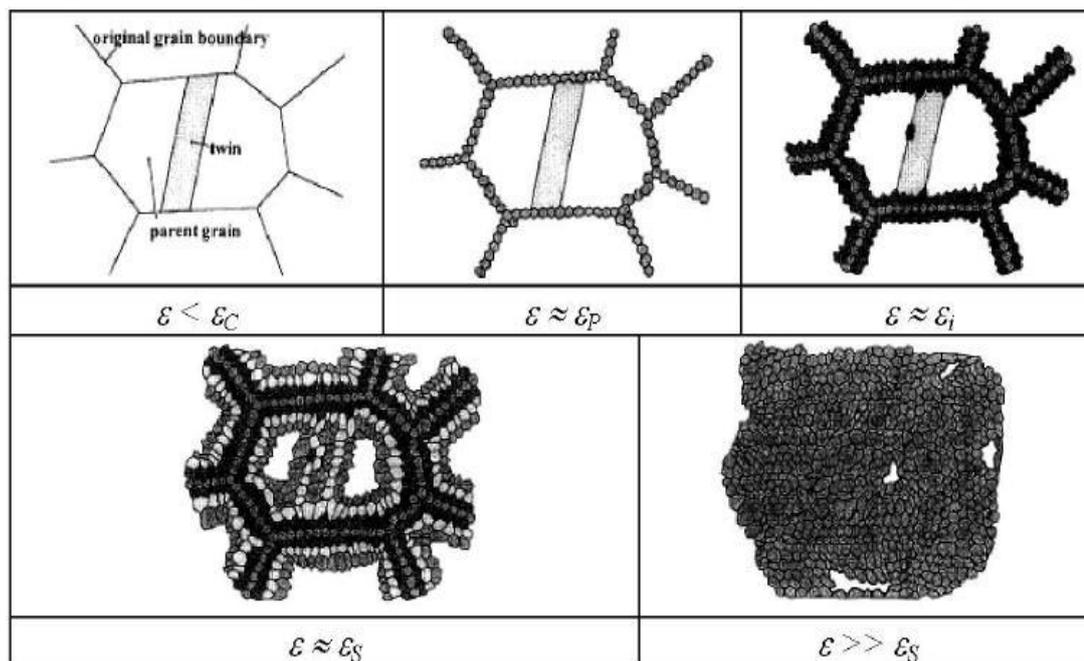


Figura 3.13 – Evolução da recristalização dinâmica regida pelo mecanismo conhecido como necklaces (JAFARI, 2007).

### 3.4.2. Aspectos termodinâmicos do aço TWIP

O diagrama de equilíbrio Fe-Mn, mostrado na figura 3.14, revela que entre 5% e 25% de Mn a microestrutura da liga em temperatura ambiente pode conter martensita  $\alpha'$  (estrutura cúbica) em menores teores de Mn e martensita  $\epsilon$  (HC) em maiores teores de Mn. Ambos os tipos de martensita são também gerados por transformação induzida por deformação da austenita retida na microestrutura ou durante o resfriamento do material (SAHU, 2007, 2007(a); HAMADA, 2008).

O mecanismo de transformação induzida por deformação plástica reduz gradualmente o caminho livre efetivo para movimentação das deslocações, provocando, conforme comentado anteriormente, o aumento da fração volumétrica das maclas e a subdivisão dos grãos em unidades menores. Esse mecanismo ocorre na austenita metaestável quando a energia livre de Gibbs da reação martensítica  $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow M\epsilon(\text{HC})$  é positiva, variando entre 110 J/mol e 250 J/mol, e a EFE é relativamente baixa, variando entre 15 mJ/m<sup>2</sup> e 30 mJ/m<sup>2</sup> (COOMAN, 2011). A transformação martensítica também pode ocorrer obedecendo a sequência  $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow M\epsilon(\text{HC}) \rightarrow M\alpha'(\text{CCC})$ , se a EFE da liga estiver abaixo de 15 mJ/m<sup>2</sup>, (VAN TOL, 2012). A martensita  $\epsilon$ , geralmente, apresenta-se com aspecto de placas finas paralelas, que se formam durante a deformação no interior do grão austenítico e

são delimitadas pelo contorno de grão. Já a martensita  $\alpha'$  pode ser formada também durante a deformação, na interseção entre as placas de martensita  $\varepsilon$  com a austenita (VERCAMMEN, 2004). Entretanto, Huang e Van Tol sugerem que é possível ocorrer a transformação direta da austenita em martensita  $\alpha'$ , sem que antes se forme a martensita  $\varepsilon$  (HUANG, 2006 e VAN TOL, 2012).

A transformação das martensitas dos tipos  $\alpha'$  e  $\varepsilon$  também pode ocorrer durante o resfriamento. Essa transformação depende, principalmente, da taxa de resfriamento, da EFE e do tamanho de grão da austenita. Em menores taxas de resfriamento essas fases podem ser formadas isotermicamente ou atermicamente. A martensita  $\varepsilon$  se desenvolve dentro do grão austenítico e se limita aos contornos de grão, os quais, predominantemente, possuem orientação em alto ângulo, variando de  $69^\circ$  até  $74^\circ$  (SAHU, 2007). O tamanho de grão da austenita, por exemplo, é um dos fatores que podem influenciar na formação desses constituintes no aço TWIP. Dini avaliou o efeito do tamanho de grão da austenita na transformação microestrutural de um aço TWIP e concluiu que o aumento do tamanho de grão da austenita pode aumentar a fração volumétrica de martensita  $\alpha'$  durante o resfriamento de aços TWIP (DINI, 2010).

Voltando no diagrama de equilíbrio, observa-se que a estabilização da austenita em temperatura ambiente acontece com teor de Mn maior que 27%. Entretanto, é possível estabilizar essa fase, em ligas com teor de Mn menor que 25%, através da adição de carbono, em torno de 0,6%, evitando, assim, a formação da martensita  $\varepsilon$ . Já ligas com teores maiores de carbono podem favorecer a formação de carbonetos do tipo  $M_3C$ , que quando concentrados em contorno de grão podem fragilizar a microestrutura (COOMAN, 2011).

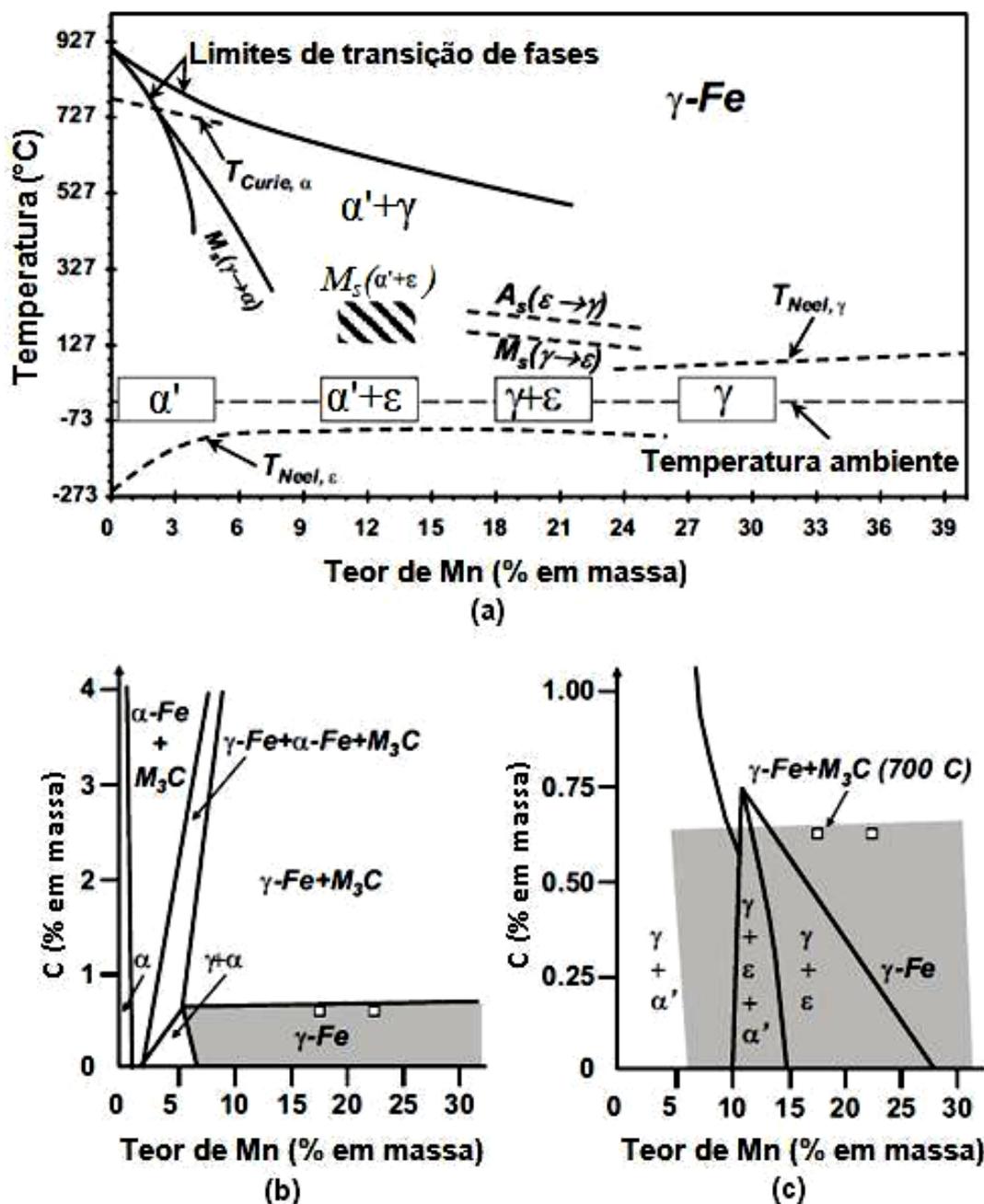


Figura 3.14 – (a) Diagrama de equilíbrio Fe-Mn; (b) fases observadas no sistema de liga Fe-Mn-C após têmpera a partir de 950 C; (c) zona de estabilidade da austenita no sistema de liga Fe-Mn-C a 700 C. (COOMAN, 2011).

Uma alternativa para se obter ligas de aço TWIP com microestrutura completamente austenítica, livre de carbonetos,   controlar o teor de carbono e a adi o dos demais elementos de liga. Conforme comentado anteriormente, o Al exerce um importante papel nas propriedades mecânicas do aço TWIP. Jung, por exemplo, verificou que após a adi o de 1,5% de Al na liga Fe-15%Mn-0,6%C, o

efeito TWIP foi favorecido e não se constatou a formação de martensita  $\epsilon$  na microestrutura (JUNG, 2008). Esse efeito da adição de Al no mecanismo de endurecimento do aço TWIP e nos constituintes formados é mostrado no gráfico da figura 3.15.

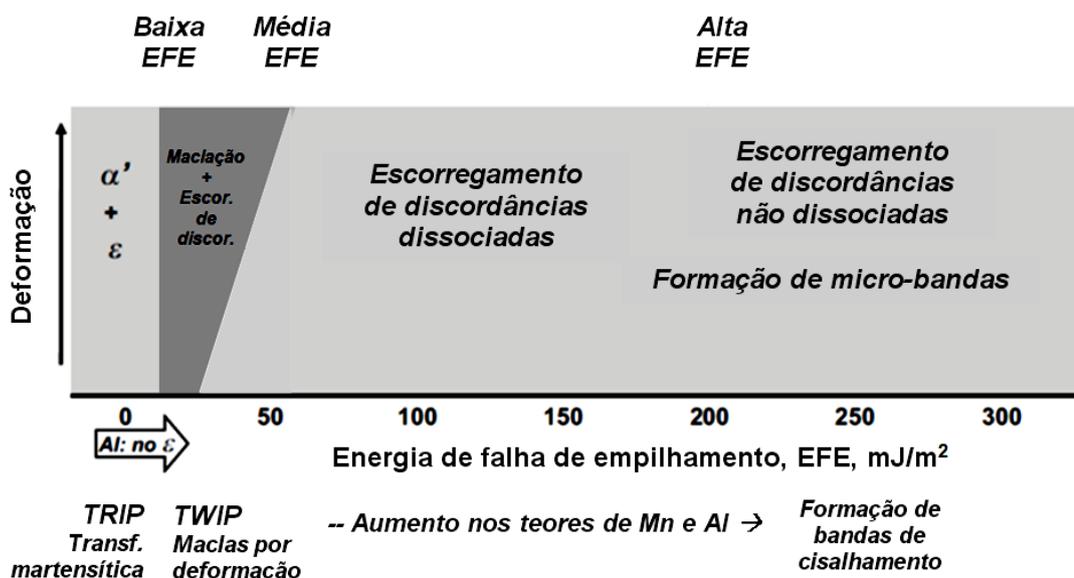


Figura 3.15 – Efeito da adição de Al no mecanismo de endurecimento do aço TWIP (JUNG, 2008).

### 3.5. Propriedades mecânicas

As propriedades mecânicas do aço TWIP possuem boa combinação de resistência e ductilidade, o que o destaca entre os demais aços avançados de alta resistência (LI, 2011). Na figura 3.16 é mostrada a mais recente classificação dos aços, quanto às propriedades mecânicas, em convencionais, avançados de alta resistência (AHSS) e austeníticos.

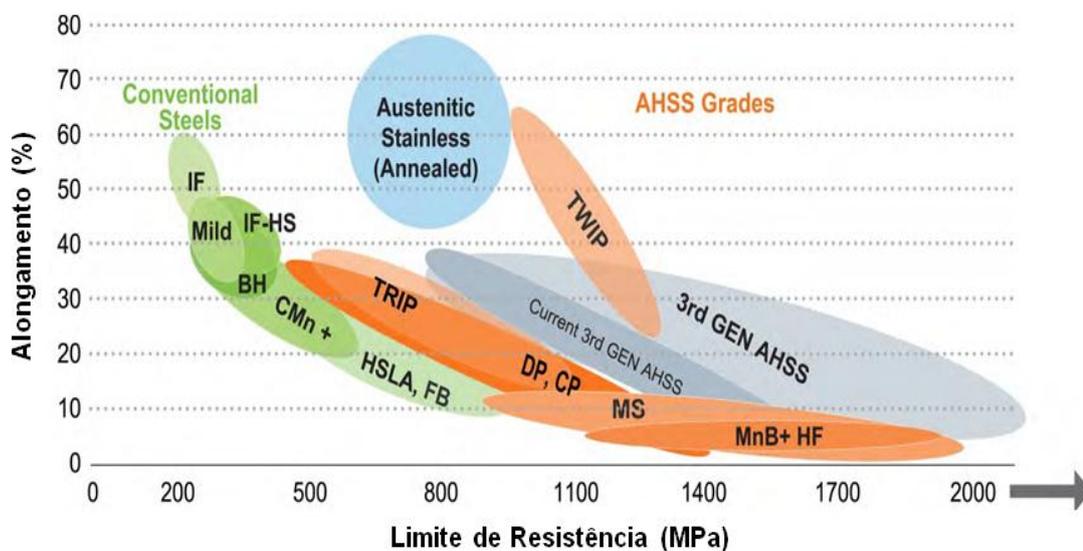


Figura 3.16 – Propriedades mecânicas dos aços (AUTOSTEEL, 2014).

Grässel estudou o comportamento de várias composições químicas de aço TWIP com variações nos teores de Mn, Si e Al, e perceberam que o aumento no teor de Mn provocou uma redução significativa no limite de resistência do aço, conforme mostrado na figura 3.17. Já o alongamento total aumentou com o aumento no teor desse elemento. Além disso, os autores perceberam que quando o teor de Mn é maior que 25% o alongamento total do aço TWIP é pouco alterado. De maneira geral, eles concluíram que o aço Fe-25%Mn-3%Si-3%Al exibiu melhor resistência e ductilidade em relação às outras composições químicas analisadas.

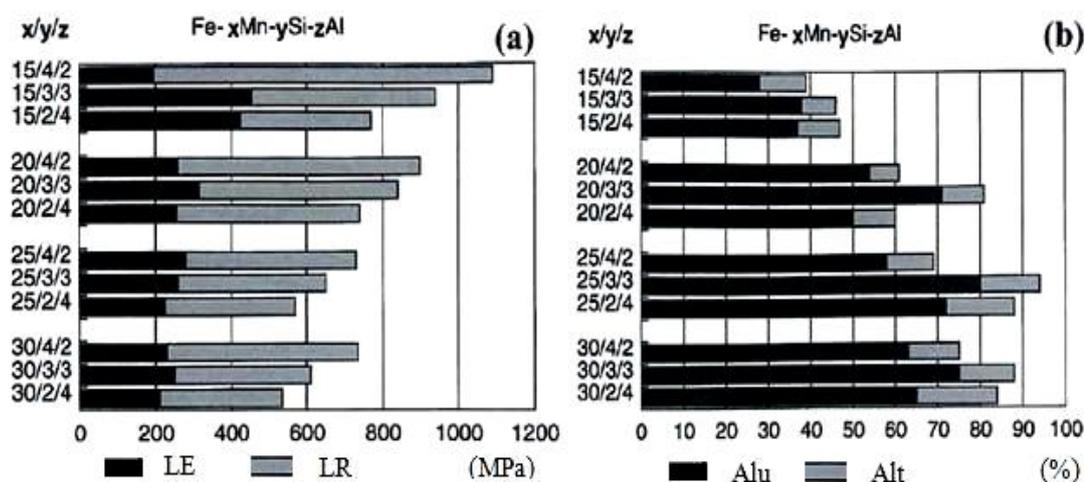


Figura 3.17 – Propriedades mecânicas (limite de escoamento - LE, limite de resistência - LR; alongamentos uniforme -  $AL_U$  e alongamento total -  $AL_T$ ) de aços TWIP em função dos teores de Mn, Si e Al (GRÄSSEL, 2000).

Esse autor também observou que os elevados valores de ductilidade e de resistência mecânica desse aço podem melhorar a capacidade dos automóveis em absorver energia, durante uma eventual colisão. Além disso, a excelente capacidade de conformação desse aço permite confeccionar peças com formas complexas em temperatura ambiente. Finalmente, a redução de densidade ( $\rho \approx 7,3 \text{ g/cm}^3$ ) também resultou em redução de peso da estrutura veicular, refletindo em menor consumo de combustível (GRÄSSEL, 2000).

Além da composição química, pequenas variações microestruturais também podem exercer grandes influências nas propriedades mecânicas de um aço TWIP. A variação no tamanho de grão, por exemplo, pode ser uma maneira determinante para se adequar o aço TWIP às diferentes classes de limite de resistência mecânica (DINI, 2010; LEE, 2012). Sendo assim, Dini estudou a influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas de um aço com alto teor de Mn e percebeu que a variação no tamanho de grão do material exerce, sistematicamente, uma influência muito grande nos valores de propriedades mecânicas. O aumento do tamanho de grão reduz os limites de escoamento e de resistência, e aumenta consideravelmente o alongamento e a relação LE/LR dos aços com alto teor de Mn (DINI, 2010). Esse comportamento obedece à relação de Hall-Petch. Nas figuras 3.18 e 3.19 estão mostradas, respectivamente, as curvas tensão-deformação de engenharia e a influência do tamanho de grão nas propriedades mecânicas de um aço TWIP.

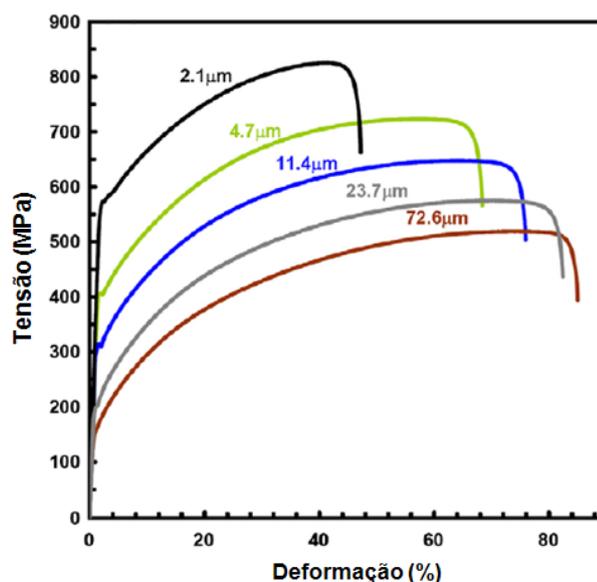


Figura 3.18 – Curvas tensão-deformação de engenharia de um aço TWIP com diferentes tamanhos de grãos.

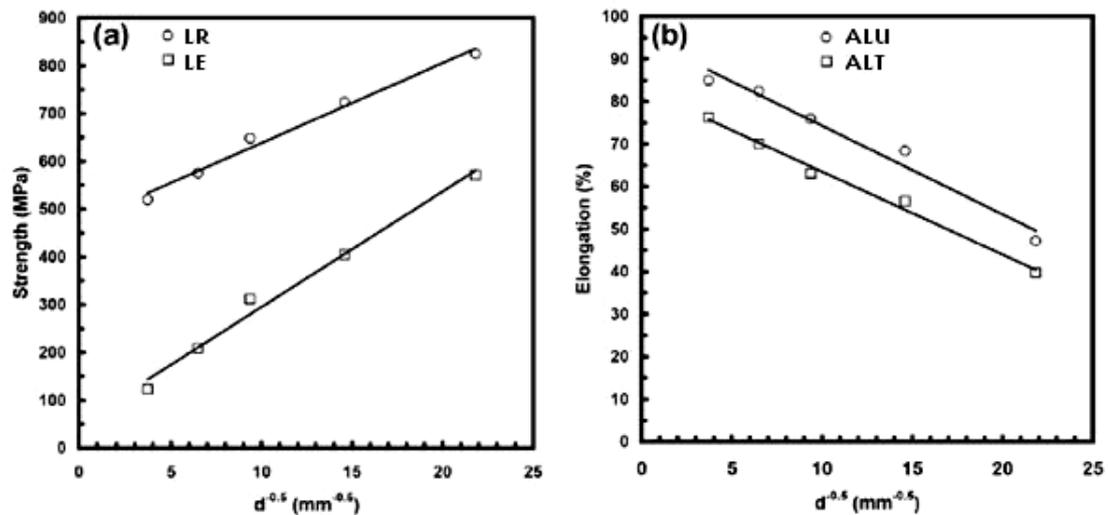


Figura 3.19 – Variação dos valores de propriedades mecânicas de um aço TWIP em função do inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ( $d^{-0.5}$ ). (a) Limite de escoamento - LE, limite de resistência - LR; (b) alongamentos uniforme -  $AL_U$  e alongamento total -  $AL_T$ .

### a) Análise do comportamento plástico

Durante a etapa de conformação de uma peça, o expoente de encruamento é um parâmetro amplamente utilizado, o qual reflete a extensão da deformação homogênea e o desempenho do material. Existem várias equações empíricas que descrevem o comportamento dos metais durante a deformação plástica. A equação de Hollomon é a mais utilizada para essas análises. Contudo, para que essa equação seja aplicada na determinação desses parâmetros é necessário produzir um gráfico log-log de tensão-deformação, o qual, na maioria das vezes, resultará em uma reta. A inclinação desta reta é o expoente de encruamento “n”, e o coeficiente de resistência K é determinado quando a deformação ( $\epsilon$ ) é igual a 1. Se essa condição for estabelecida, utiliza-se a equação de Hollomon, caso contrário, existem outras equações que podem ser aplicadas. A tabela III.3 mostra as equações comumente utilizadas para a determinação do expoente de encruamento “n” e do coeficiente de resistência K.

Tabela III.3 – Equações utilizadas para determinação do expoente de encruamento “n”.

Equação		Principais características
Hollomon	$\sigma = Ke^n$ (2)	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Descreve curvas que apresentam um único estágio de encruamento;</li> <li>• Em um gráfico logarítmico o resultado é uma reta;</li> <li>• K representa o coeficiente de resistência e “n” é o expoente de encruamento.</li> </ul>
Ludwig	$\sigma = \sigma_0 + Ke^n$ (3)	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Descreve um ou mais estágios de encruamento;</li> <li>• Em um gráfico logarítmico o resultado é parabólico ou linear;</li> <li>• <math>\sigma_0</math> representa a tensão de escoamento.</li> </ul>
Swift	$\sigma = K(\varepsilon + \varepsilon_0)^n$ (4)	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Descreve um ou mais estágios de encruamento;</li> <li>• Em um gráfico logarítmico o resultado é hiperbólico ou linear;</li> <li>• <math>\varepsilon_0</math> representa a deformação inicial.</li> </ul>

Outro parâmetro também muito explorado em conformação mecânica é a taxa de encruamento, que é determinada a partir da curva tensão-deformação e representada em função, tanto da tensão, como da deformação. Além disso, tem sido utilizada a análise Crussard-Jaoul (C-J) para mostrar a mudança relativa na capacidade de encruamento de um material em função da deformação, principalmente em materiais que exibem mudanças na microestrutura durante a deformação plástica, que é o caso dos aços TRIP e TWIP (DINI, 2010).

A análise Crussard-Jaoul (C-J) consiste em obter uma representação gráfica do  $\ln(d\sigma/d\varepsilon)$  em função do  $\ln\varepsilon$ . Nesta análise, a inflexão da curva C-J é dependente do mecanismo de endurecimento e do tipo de aço. De acordo com o esse mecanismo, uma pequena inflexão na curva indica uma rápida queda na taxa de encruamento com o aumento da deformação ou com alta taxa de recuperação dinâmica. Do mesmo modo, quando ocorre uma inflexão maior na curva C-J do aço TWIP, pode-se dizer que existe uma lenta diminuição na taxa de encruamento, como resultado do efeito do endurecimento devido à formação de maclas. Na figura 3.20 é possível observar os resultados da análise C-J obtidos por Dini. Esse autor mostra a

variação da taxa de encruamento em função da deformação e da tensão, figuras 3.20(a) e 3.20(b), respectivamente e também as características de endurecimento de um aço com alto teor de Mn, figura 3.20(c) com diferentes tamanhos de grão. Os aços com alto teor de Mn, de acordo com as análises desse autor, podem deformar plasticamente em estágios diferentes, os quais são influenciados pela geração de maclas durante a deformação (DINI, 2010).

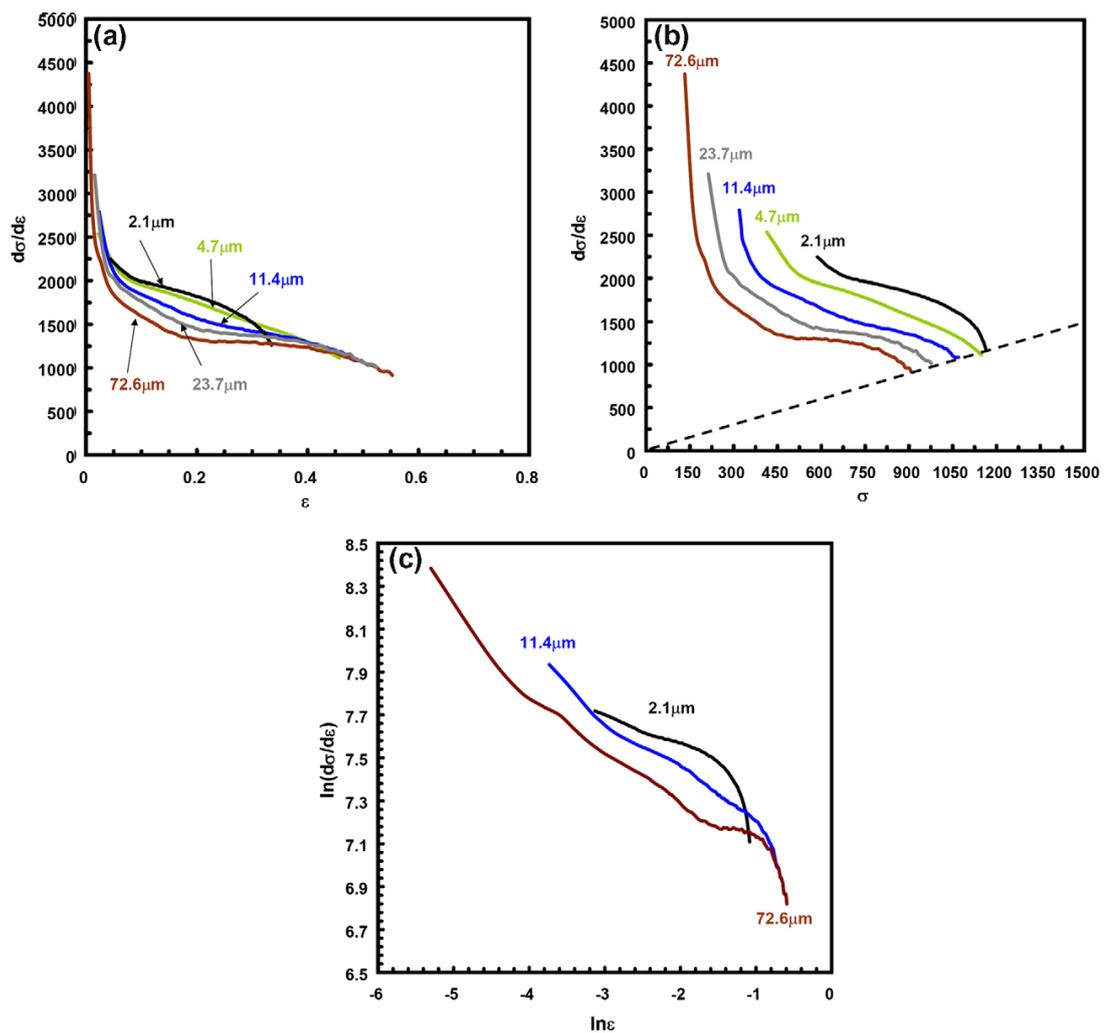


Figura 3.20 – Amostras de aço TWIP com diferentes tamanhos de grãos: (a) Taxa de encruamento em função da deformação e (b) da tensão. (c) Resultado da análise C-J.

### 3.6. Microestrutura

Já foi comentado que o Mn ajuda a estabilizar a austenita durante o resfriamento. Entretanto pode ocorrer a formação de martensita  $\alpha'$  e martensita  $\epsilon$ , a partir da transformação da austenita para martensita, na etapa de resfriamento da laminação a quente. Além disso, o Mn atua fortemente na formação de carbonetos, especialmente o  $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ . Nos aços Fe Mn com teores mais elevados de carbono podem ser favorecidas a precipitação de carbonetos do tipo  $\text{M}_3\text{C}$ ,  $\text{M}_5\text{C}_2$  e  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  ou a formação de perlita. Esses precipitados são ricos em carbono, portanto, pode ocorrer a diminuição de sua concentração em solução sólida na austenita. Com isso, a energia de falha de empilhamento do material diminui. A ocorrência de formação de precipitados do tipo  $\text{Fe}(\text{Mn, C})_3$ , podem afetar as propriedades mecânicas do aço TWIP, pois esses precipitados formam-se em contornos de grão e reduzem drasticamente a ductilidade e a resistência do material (SAMEK, 2012).

De acordo com os estudos de Kim (KIM, 2007), o aço TWIP na concepção Fe-18%Mn-0,6%C-1,5%Al apresenta, tipicamente, após a etapa de recozimento, uma microestrutura refinada composta por grãos austeníticos e isenta de carbonetos. Na figura 3.21 é mostrado o aspecto microscópico, observado via microscopia óptica, e o resultado da análise por difração de raios-X confirmando a não existência de martensita na microestrutura formada. Esse autor também examinou, por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET), o aspecto microestrutural do aço após 48% de deformação, figura 3.22, observando maclas com larguras variadas, e atribuiu esse fato ao aumento da deformação. Além disso, ele concluiu que o encruamento do material ocorreu não somente pelo bloqueio das deslocamentos, mas também pela maclação, a qual nucleou e propagou progressivamente com o aumento da deformação.

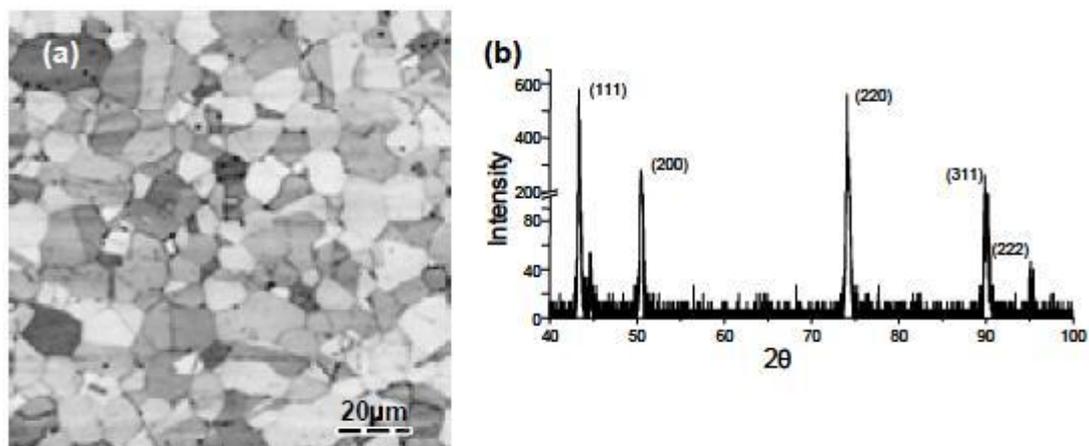


Figura 3.21 – (a) Aspecto da microestrutura de aço TWIP após a etapa de recozimento e (b) resultados de análise por difratometria de raios-X (KIM, 2007).

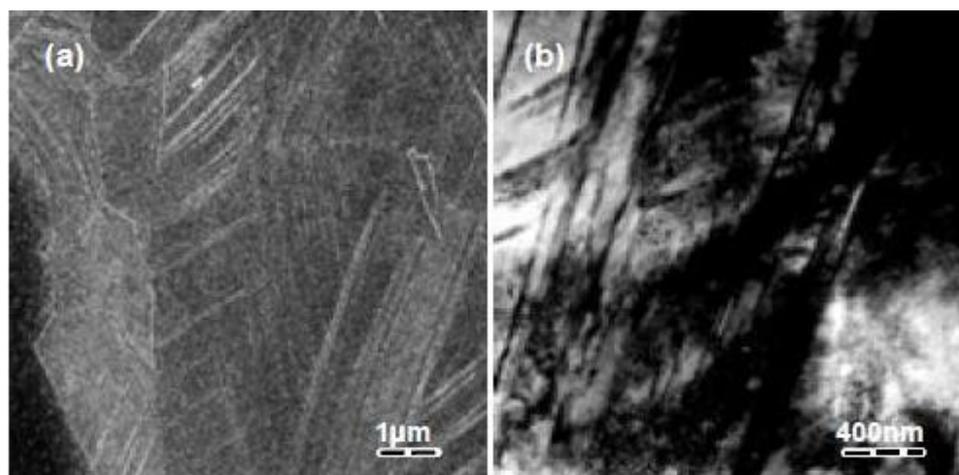


Figura 3.22 – Microestrutura do aço TWIP após 48% de deformação, (a) observada via microscopia eletrônica de varredura (MEV) e (b) de transmissão (MET) (KIM, 2007).

Cooman comenta que a análise por MET pode ser a melhor maneira para estudar o comportamento de deformação, já que a microestrutura de maclação apresenta-se muito fina. Na figura 3.23 estão mostrados os aspectos característicos da microestrutura típica de um aço TWIP após 2%, 4% e 20% de deformação, observados por MET. Nos estágios iniciais de deformação a densidade de deslocações aumenta sem que ocorra intensa formação de maclas. Já em maior deformação, as maclas atravessam o interior do grão austenítico e o seu deslocamento é limitado pelo contorno de grão. A maior densidade de

discordâncias entre as maclas de deformação, observada em maior deformação (20%), mostra que as maclas atuam como barreiras para a movimentação das discordâncias (COOMAN, 2011).

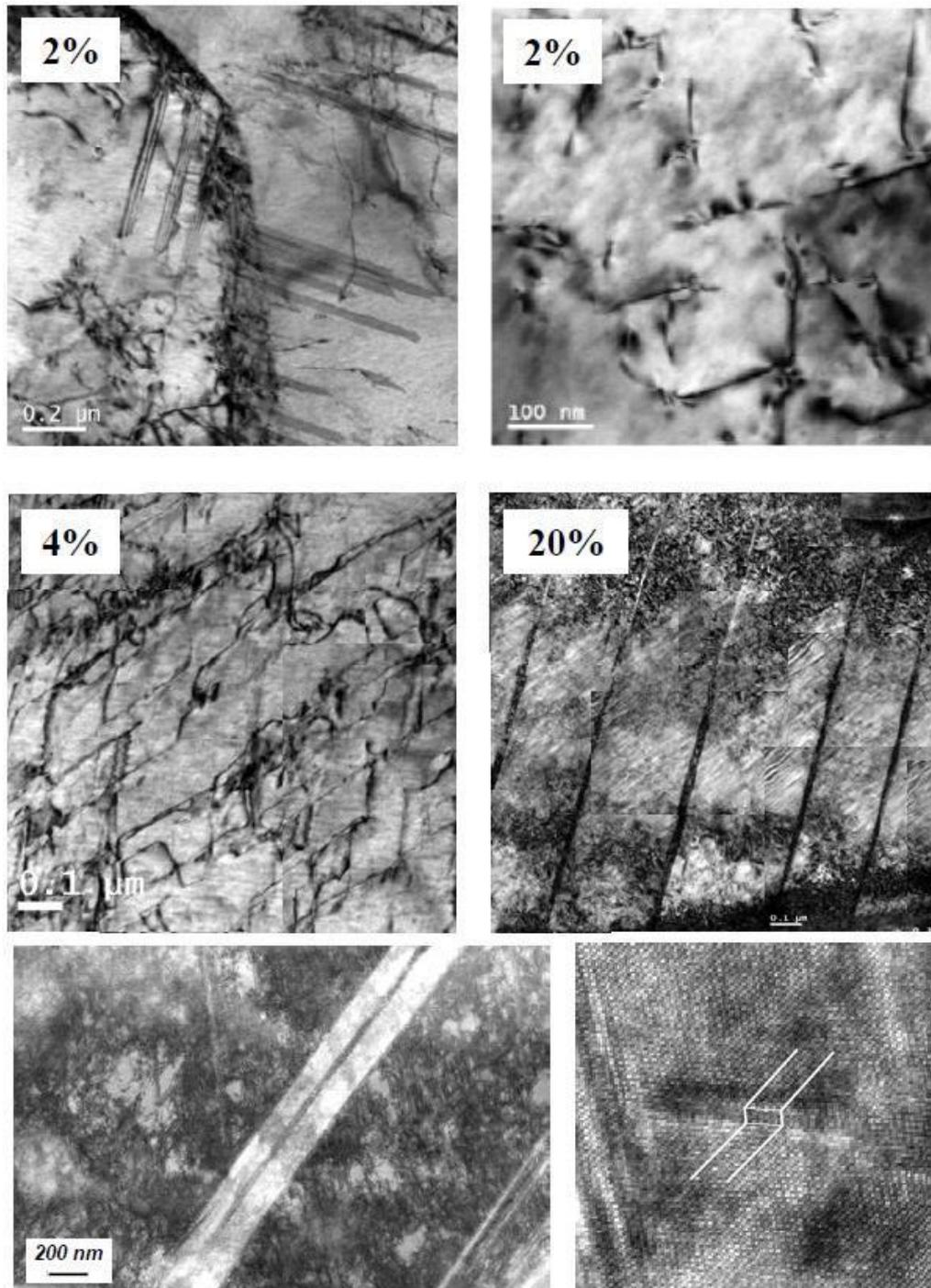


Figura 3.23 – Aspecto típico da microestrutura de um aço TWIP para diferentes deformações, observada por MET (COOMAN, 2011).

### 3.7. Expectativas para aplicação do aço TWIP

A família de aços avançados de alta resistência continua a crescer e a evoluir, com isso, de maneira geral, existem grandes expectativas para aplicação dessa tecnologia na estrutura dos veículos, visando a melhorar seu desempenho nos requisitos ambientais e de segurança. Os gráficos mostrados na figura 3.24 indicam que o interesse no desenvolvimento e na aplicação de aços TWIP é crescente, (PLA-FERNANDO, 2011). No entanto, na prática, são poucas as empresas que estão conduzindo experimentos industriais com esse tipo de aço.



Figura 3.24 – Evolução dos artigos publicados e dos pedidos de patentes relacionados ao aço TWIP (PLA-FERNANDO, 2011).

As possíveis aplicações de aços TWIP ainda estão em fase de exploração e desenvolvimento. Entretanto, na concepção de aços para veículos do futuro, como por exemplo, no projeto FSV (*Future Steel Vehicle*), o aço TWIP foi selecionado para a fabricação das torres de suspensão e seus reforços, onde são acoplados os amortecedores dianteiros, o que representa 1,5% da massa total da estrutura do veículo, conforme mostrado na figura 3.25. Essas peças, em trabalho, são submetidas a elevadas cargas de impacto oriundas da suspensão dianteira do automóvel. O aço TWIP pode oferecer vantagens na confecção dessa peça, por possuir alta resistência mecânica (980 MPa) e excelente conformabilidade (50% a 60% de alongamento e valor “n” igual a 0,4). Além disso, o aço TWIP também foi considerado apropriado para fabricação de outros componentes desse veículo (AUTOSTEEL, 2011).

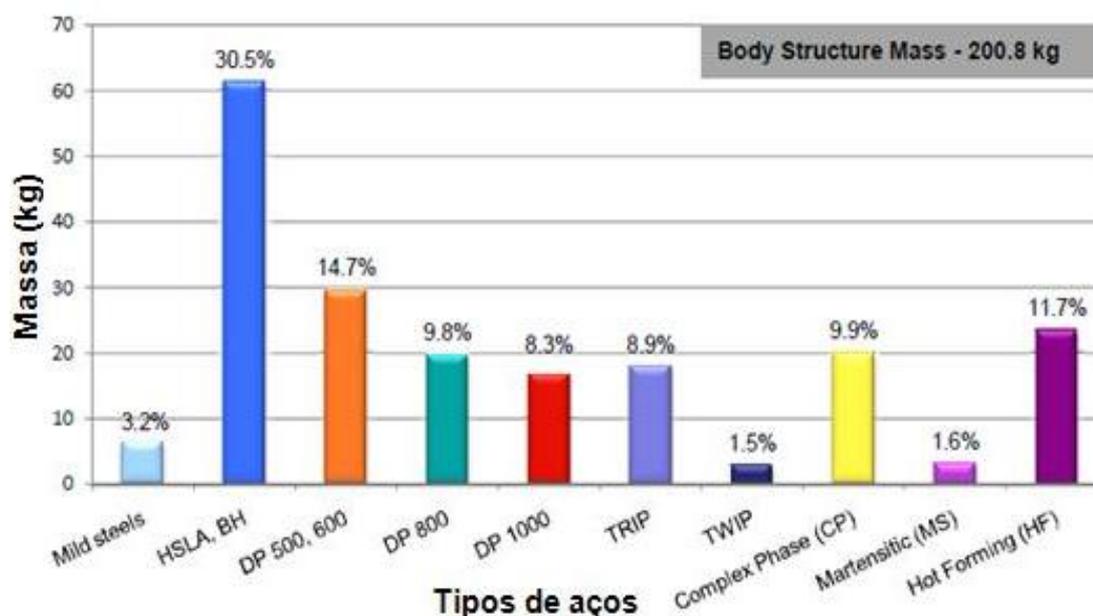


Figura 3.25 – Tipos de aços empregados no projeto FSV-2 (AUTOSTEEL, 2011).

Um cuidado especial deve ser tomado na etapa de aplicação de revestimentos à base de Zn por galvanização a quente em aço TWIP, pois a formação intensa de óxido de manganês (MnO) na superfície do aço é inevitável durante o processo de recozimento contínuo. É sabido que essa camada de óxido exerce grande influência na aderência do revestimento de Zn pelo processo por imersão a quente. Em função disso, a deposição eletrolítica de Zn tem sido a via mais adequada para

o revestimento de aços TWIP. De qualquer modo, a produção industrial do aço TWIP, tanto com revestimento eletrolítico, quanto por imersão a quente tem ocorrido de maneira experimental na indústria, e os resultados estão sendo satisfatórios, ou seja, os materiais estão isentos de defeitos superficiais (COOMAN, 2011).

## 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os parâmetros que foram adotados em todas as etapas laboratoriais estão próximos daqueles que podem ser usados em escala industrial. Com isso, pretende-se avaliar a capacidade de processamento desse tipo de aço em escala piloto e, ao mesmo tempo, verificar a possibilidade de um eventual processamento em escala industrial na Usiminas.

### 4.1. Composição química da liga

Para a consecução do estudo, foi produzido um lingote com composição química típica dos aços TRIP-TWIP que estão sendo explorados, atualmente, em âmbito de desenvolvimento industrial no mundo. Foi fabricado um lingote de 50 kg em escala piloto, utilizando o Forno de Fusão Atmosférico do Centro de Tecnologia da Usiminas, com os teores dos principais elementos da sua composição química conforme apresentados na tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Principais elementos da composição química visada para o lingote que foi produzido em escala piloto (% em massa).

C	Mn	Si	Al	P	S	N
0,06	17,0	3,0	1,5	≤0,035	≤0,006	≤0,008

### 4.2. Processamento do material em escala piloto

O lingote produzido foi reaquecido e mantido a 1250°C por 3 horas para homogeneização da microestrutura. O processo de laminação a quente ocorreu em duas etapas. Na primeira etapa, o lingote foi laminado para uma placa de aproximadamente 35 mm de espessura. Em seguida, a placa laminada foi cortada em cinco partes iguais no comprimento. Nesse ponto, foram retiradas amostras para testes dilatométricos objetivando-se avaliar o comportamento do aço durante a deformação a quente. Com isso determinou-se a melhor condição, em termos de temperaturas para a etapa de laminação a quente final do aço. Os procedimentos para os ensaios dilatométricos estão descritos mais adiante. Depois da seleção dessas temperaturas, cada uma das partes foi novamente aquecida, permanecendo na temperatura selecionada por 1 hora e, posteriormente, aconteceu a segunda

etapa de laminação a quente até a espessura de 7,0 mm. Após essa etapa, as placas foram resfriadas ao ar até atingir a temperatura ambiente. As chapas obtidas foram usinadas mecanicamente até a espessura de 4,0 mm para se eliminar carepa, descarbonetação e possíveis imperfeições superficiais. A laminação a frio das placas foi realizada com objetivo de se obter espessura final de 1,0 mm, correspondente a 75% de redução de espessura. Finalmente, o material obtido foi disponibilizado para retirada de amostras para os ensaios dilatométricos e tratamentos térmicos na máquina Gleeble 3500.

### **4.3. Ensaios dilatométricos**

Os ensaios dilatométricos foram conduzidos utilizando o dilatômetro Bähr DIL805 A/D do Centro de Tecnologia, equipado com o software WinTA 9.0 para aquisição e tratamento de dados. Esse equipamento é dotado de um módulo de deformação, que possibilita avaliar o comportamento do material em compressão, simulando a etapa de laminação a quente.

#### **4.3.1. Simulação da etapa de laminação a quente**

O comportamento mecânico durante o processamento a quente de um aço depende basicamente da temperatura, taxa de deformação, tempo de espera entre passe e da quantidade de deformação imposta em cada passe. O material, durante a conformação a quente, é submetido a duas etapas de processamento distintas. A primeira delas é o desbaste, que reduz a seção do lingote e transforma a estrutura bruta de fusão em grãos equiaxiais. Em seguida, ocorre o acabamento, onde pode-se determinar as melhores condições de operações, e assim, obter a forma e as propriedades finais desejadas.

Nessa simulação foi avaliada a influência da temperatura de laminação na resistência à deformação e nos mecanismos de amaciamento a quente do aço TRIP-TWIP. Para tanto, realizou-se ensaios de compressão em corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 5 mm e comprimento útil de 10 mm. A quantidade percentual de material amaciado, fração de amaciamento "X", foi determinada pela aplicação de duas deformações sucessivas por compressão (30%), com tempos variados (0,1 s; 0,2 s e 1 s), sob taxa de deformação constante ( $2 \text{ s}^{-1}$ ). O cálculo da fração de amaciamento foi realizado de acordo com a equação 5.

$$X = \frac{\sigma_m - \sigma_r}{\sigma_m - \sigma_0} \quad (5)$$

Onde:

$\sigma_m$  - tensão na primeira interrupção do teste;

$\sigma_0$  - tensão de início de escoamento plástico na primeira deformação;

$\sigma_r$  - tensão na segunda deformação;

Para auxiliar na análise, a figura 4.2 indica como o cálculo da fração de amaciamento foi realizado. Já os parâmetros que serão adotados nas simulações estão mostrados, de maneira esquemática, na figura 4.2.

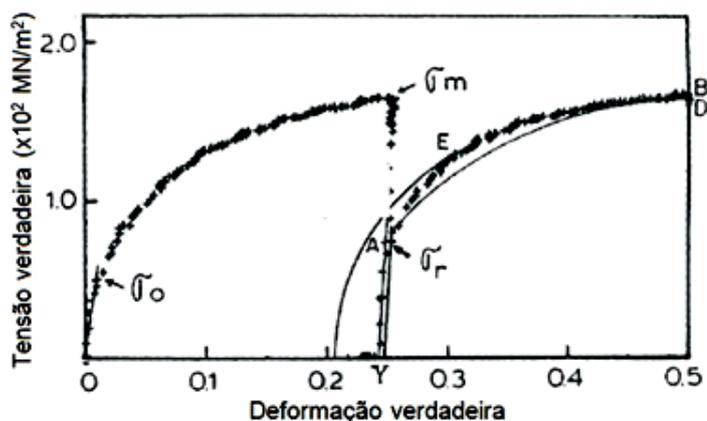


Figura 4.1 – Curvas de escoamento obtidas em ensaios com duas deformações consecutivas.

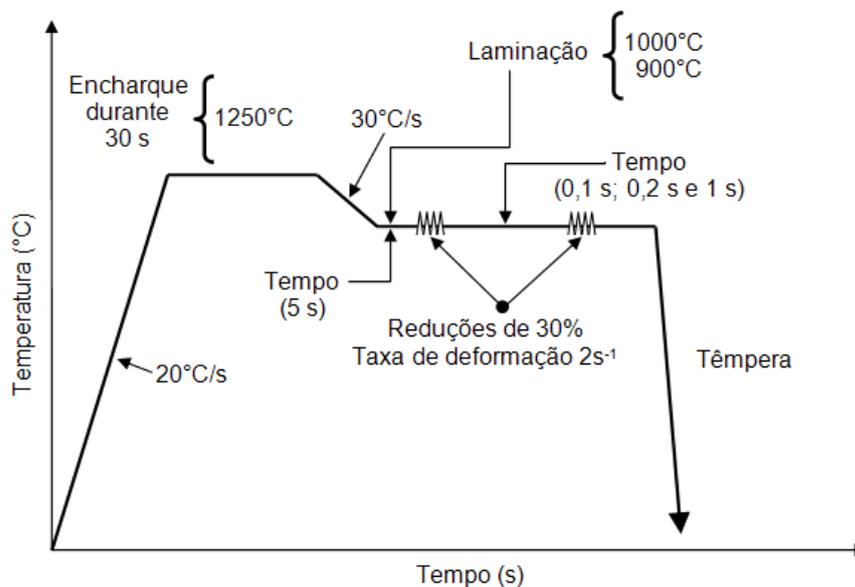


Figura 4.2 – Esquema representativo do procedimento adotado para avaliação da influência das temperaturas de reaquecimento de placas e de laminação na capacidade de deformação do aço TRIP-TWIP.

#### 4.3.2. Obtenção das curvas de recristalização e de transformação em resfriamento contínuo

Para a realização desses ensaios, foram confeccionados corpos de prova retangulares medindo 4 mm de largura e 10 mm de comprimento, extraídos paralelamente à direção de laminação das chapas laminadas a frio que foram produzidas em escala piloto, conforme mostrado no desenho da figura 4.3.

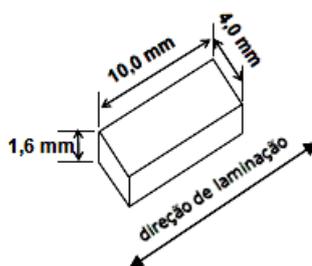


Figura 4.3 – Desenho do corpo de prova para os ensaios dilatométricos.

Os objetivos desses ensaios foram determinar a curva de recristalização durante o aquecimento da microestrutura deformada após a laminação a frio, assim como obter as temperaturas de início e fim de transformação da martensita ( $M_s$  e  $M_f$ , respectivamente) no resfriamento. Para obtenção da curva de transformação martensítica realizou-se testes dilatométricos com resfriamento rápido, usando gás hélio. A amostra foi temperada a partir de  $900^\circ\text{C}$ , conforme mostrado no esquema da figura 4.4.

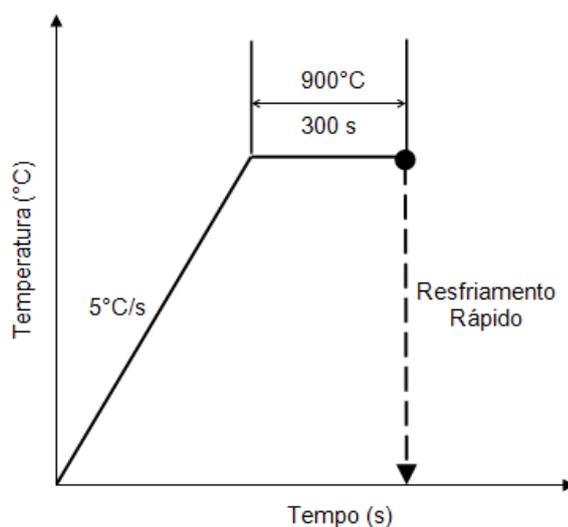


Figura 4.4 – Esquema representativo para a obtenção das temperaturas de transformação da martensita.

A curva de recristalização foi obtida aquecendo-se os corpos de prova com taxa constante de 5°C/s até atingir as temperaturas pré-determinadas, nas quais foram feitas interrupções do aquecimento, seguidas de resfriamento rápido (têmpera até a temperatura ambiente). Os resultados desses ensaios foram usados como subsídio para o entendimento do comportamento do aço TRIP-TWIP durante as simulações subsequentes do ciclo de recozimento contínuo. Os parâmetros adotados para a realização deste ensaio podem ser vistos, de maneira esquemática, no gráfico da figura 4.5. A temperatura de início de transformação da Martensita  $\epsilon$  ( $M_{\epsilon S}$ ) foi calculada do mesmo modo que Yang, equação 6 (YANG, 2012).

$$M_{\epsilon S}(K) = 576 - 489(\%C) - 9.1(\%Mn) - 17.6(\%Ni) - 9.2(\%Cr) + 21.3(\%Al) + 4.1(\%Si) - 19.4(\%Mo) - 1(\%Co) - 41.3(\%Cu) - 50(\%Nb) - 86(\%Ti) - 4(\%V) - 13(\%W) \quad (6)$$

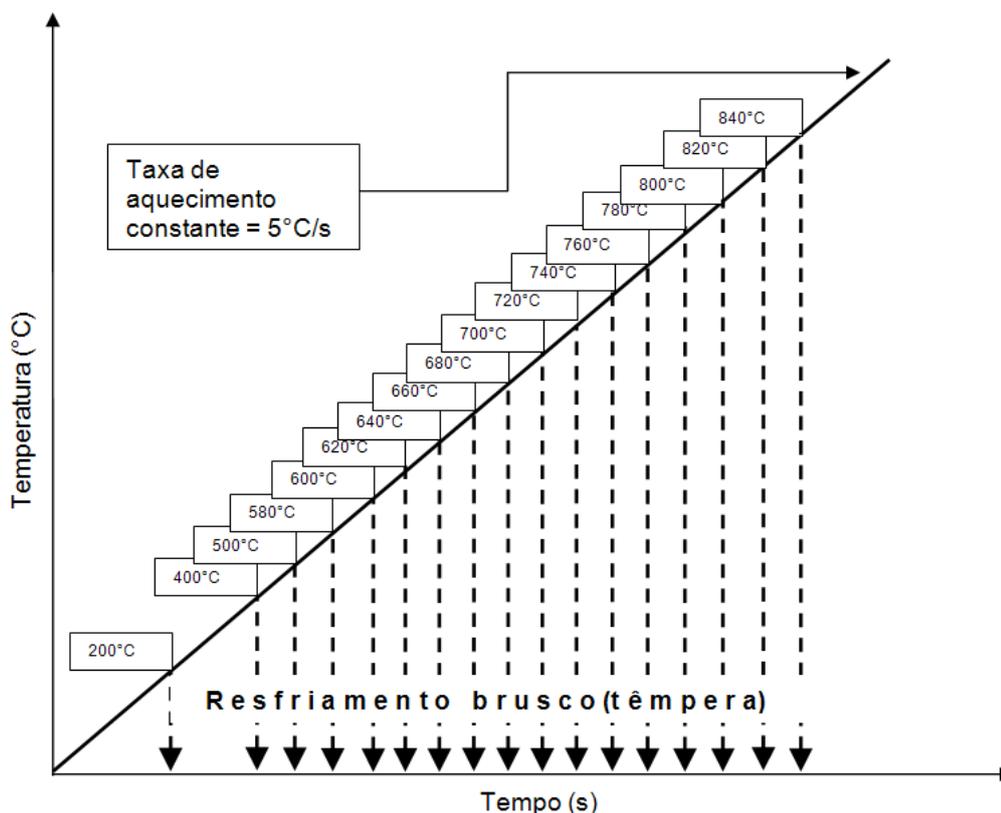


Figura 4.5 – Parâmetros adotados para a obtenção da curva de recristalização.

#### 4.4. Simulação dos ciclos de recozimento na máquina Gleeble 3500

Nesta etapa, avaliou-se o efeito da temperatura de encharque do recozimento contínuo na microestrutura final formada. Além disso, foram avaliados os efeitos

desses parâmetros nas propriedades mecânicas do aço TRIP-TWIP. Para tanto, realizou-se simulações dos ciclos de recozimento contínuo usando a máquina Gleeble 3500 do Centro de Tecnologia, em amostras com dimensões de 50 mm de largura e 150 mm de comprimento, retiradas das chapas laminadas a frio que foram produzidas em escala piloto. Na figura 4.6 estão apresentados, de maneira esquemática, os locais onde foram retiradas as amostras para esse tratamento térmico.



Figura 4.6 – Esquema representativo dos locais onde foram retiradas as amostras para as simulações térmicas na máquina Gleeble.

As condições propostas e os parâmetros adotados para simular os ciclos de recozimento contínuo podem ser vistos na figura 4.7 e na tabela IV.2, respectivamente.

Os ciclos de recozimento foram simulados com taxas de aquecimento em torno de  $3^{\circ}\text{C/s}$ , compatíveis com a velocidade de processo, que por sua vez é determinada pela espessura da tira. Avaliaram-se três temperaturas de encharque ( $690^{\circ}\text{C}$ ,  $750^{\circ}\text{C}$  e  $810^{\circ}\text{C}$ ) e o tempo de permanência nessa etapa do recozimento foi, também, função da velocidade do processo. O restante do ciclo térmico simulado não foi alterado e as variáveis adotadas são adaptáveis ao processo industrial.

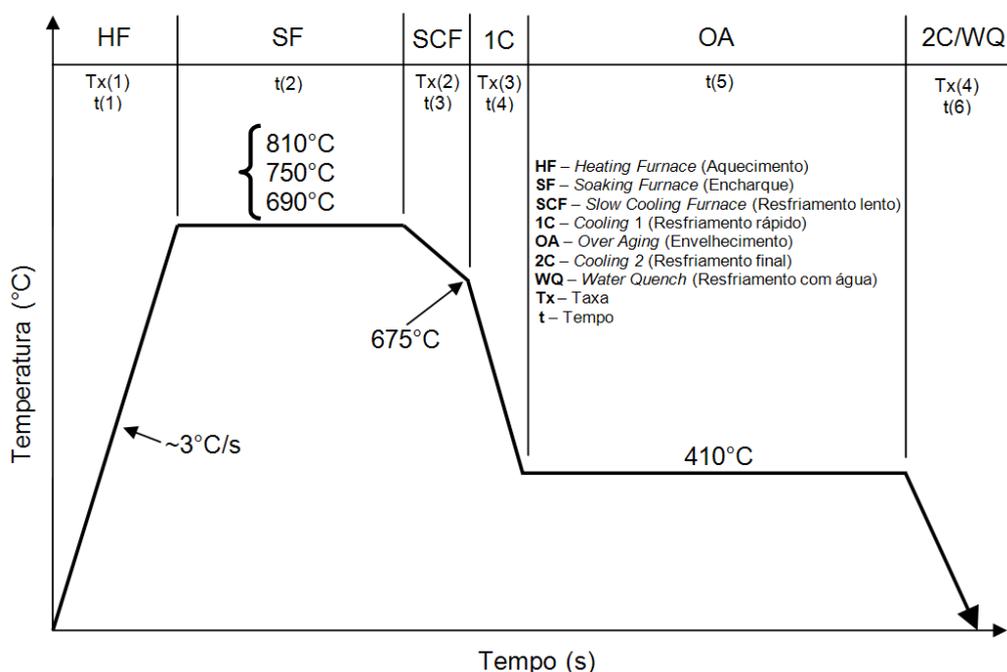


Figura 4.7 – Condições propostas para o estudo do efeito da temperatura de recozimento no aço TRIP-TWIP.

Tabela IV.2 – Parâmetros dos ciclos de recozimento a serem simulados na máquina Gleeble.

Espessura (mm)	HF Aquecimento			SF Encharque	SCF Resfr. lento			1C Resfr. rápido			OA Super envelhecimento		2C Resfr. Final	Veloc. (m/min)
	Tx(1) (°C/s)	t(1) (s)	(°C)	t(2) (s)	Tx(2) (°C/s)	t(3) (s)	(°C)	Tx(3) (°C/s)	t(4) (s)	(°C)	t(5) (s)	(°C)	Tx(4) (°C/s)	
1,60	2,86	232,5	690	84,8	0,43	34,5	675	22,51	11,8	410	475,0	410	1,84	80
	3,12		750		2,17									
	3,38		810		3,91									

## 4.5. Ensaio mecânicos

### 4.5.1. Ensaio de tração

Os ensaios mecânicos foram realizados em uma máquina Instron modelo 5882, em temperatura ambiente, com a utilização de corpos de prova *sub-size* extraídos dos *blanks* que foram tratados termicamente na máquina Gleeble, conforme representação esquemática mostrada na figura 4.8. Estes corpos de prova possuem largura de 6,25 mm e base de medida de 25 mm, conforme a norma ASTM A370 (ASTM, 2009). Foi avaliado o efeito da temperatura de encharque do

recozimento contínuo no limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), alongamento uniforme (AL<sub>U</sub>) e alongamento total (AL<sub>T</sub>).

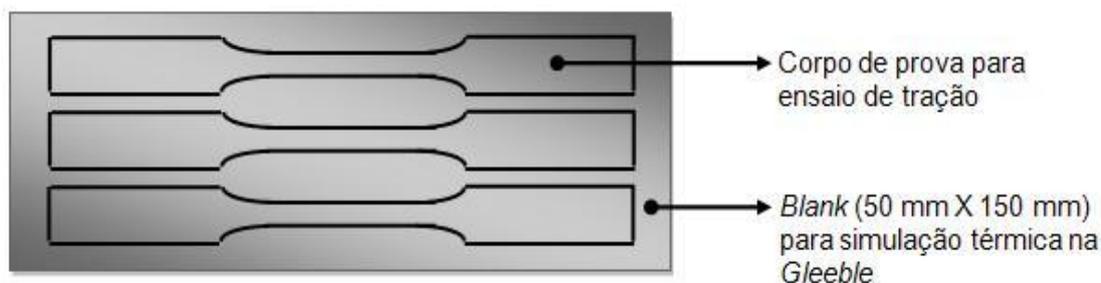


Figura 4.8 – Representação esquemática do *blank* onde foram retirados os corpos de prova para o ensaio de tração.

#### 4.5.2. Simulação da etapa de conformação a frio

Nesse ensaio avaliou-se a ocorrência de maclação, ou seja, do efeito TRIP-TWIP propriamente dito, nas amostras submetidas aos ciclos completos de recozimento contínuo. As amostras recozidas na máquina Gleeble foram deformadas até diferentes níveis (5%, 10%, 30% e 40%) por tração. Em seguida, foram analisadas via MEV e por difratometria de raios-X para verificação da microestrutura formada e o teor de austenita, respectivamente. Os procedimentos adotados para esta análise são descritos mais adiante.

#### 4.5.3. Teste de dureza

A curva de recristalização da microestrutura deformada foi construída a partir de pontos de dureza obtidos nas amostras tratadas termicamente, conforme procedimento descrito no item 4.3.2. Para tanto, foi utilizada a escala *Vickers*, com carga de 1 kgf, em um durômetro digital modelo FM-700, fabricado pela *Future Tech*, equipado com um sistema automático de medição. A dureza média foi obtida através da realização de dez impressões em cada corpo de prova tratado termicamente no dilatômetro e na máquina Gleeble. Os pontos de medições foram feitos ao longo da seção longitudinal e a ¼ de espessura, conforme a norma ASTM E-92 (ASTM, 2003).

## 4.6. Caracterização microestrutural

A caracterização microestrutural do aço TRIP-TWIP processado em escala piloto foi realizada via microscopia óptica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difratometria de raios-X (DRX). Foram analisadas as amostras obtidas antes e após a etapa de laminação a frio, após as simulações de recozimento na máquina Gleeble e simulações de conformação a frio por tração.

### 4.6.1. Análises microscópicas

As amostras foram preparadas por técnicas metalográficas convencionais, seguida de ataque com reativo nital (10%) para revelação dos contornos de grão da microestrutura austenítica. Para quantificação dos microconstituintes, foram analisadas vinte áreas por amostra, localizadas à  $\frac{1}{4}$  da espessura da chapa, no caso de metalografia quantitativa realizada a partir de imagens obtidas via MO.

As análises via MEV foram feitas utilizando o microscópio eletrônico Zeiss modelo *Ultra Plus*, após as amostras serem preparadas por técnicas metalográficas convencionais, seguidas de polimento iônico utilizando a máquina Jeol (SM-09010). Essas análises foram feitas para tentar evidenciar e avaliar a influência da temperatura de recozimento e da quantidade de deformação na microestrutura formada.

### 4.6.2. Difratometria de raios-X

O objetivo dessa análise foi determinar a quantidade de austenita presente nas amostras obtidas após as etapas de laminação a quente, laminação a frio e recozimento contínuo. Com isso, avaliou-se, utilizando o difratômetro de raios-X modelo *D8 Advance* fabricado pela Bruker, a evolução microestrutural do aço durante as simulações das etapas de processamento industrial. A quantificação de fases foi feita pelo método de integração dos picos de austenita, martensita  $\alpha'$  e martensita  $\varepsilon$ , utilizando as ferramentas disponíveis no software TOPAS® para ajustar o perfil dos padrões de difração.

## 5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 5.1. Processamento do material em escala piloto

Um lingote de aço TRIP-TWIP pesando, aproximadamente, 50 kg foi fabricado utilizando o Forno de Fusão Atmosférico (FFA) que, assim como o Forno de Fusão à Vácuo (FFV), trabalha com sistema de aquecimento por meio de uma bobina de indução elétrica, porém, o cadinho e a lingoteira ficam expostos em atmosfera não controlada. As condições para utilização do FFA são muito próximas da condição industrial para obtenção de lingotes. No entanto, controlar os teores de alguns elementos químicos na liga, principalmente N, S e P, torna-se mais difícil neste equipamento, se comparado com o FFV.

#### 5.1.1. Fabricação do lingote de aço TRIP-TWIP

Inicialmente, fabricou-se um lingote, cuja composição química visada e obtida é mostrada na tabela V.1. Percebe-se que o teor de C ficou abaixo do visado, ao contrario dos demais elementos, Mn, Si e Al, que apresentaram valores acima do visado. Contudo, essa variação na composição química não foi considerada alta o suficiente para descartar o lingote produzido. A liga foi vazada na mesma lingoteira que é utilizada no FFV. Essa lingoteira é do tipo *big and up* (cabeça maior que o corpo) de seção quadrada. Produziu-se lingote de seção igual a 120 mm na base e 140 mm no topo e comprimento igual a 370 mm.

Tabela V.1 – Principais elementos da composição química visada e obtida para o lingote produzido em escala piloto (% em massa).

%	C	Mn	Si	Als	P	S	N
VISADA	0,060	17,0	3,00	1,50	≤0,035	≤0,0060	≤0,008
OBTIDA	0,042	17,6	3,22	1,71	0,020	0,0068	0,014

Nessa primeira corrida foram utilizadas temperaturas de fusão e de vazamento em torno de 1500°C. Observou-se, durante o vazamento da corrida, que a liga de aço TRIP-TWIP apresentou baixa viscosidade, quando comparada com as ligas fabricadas tradicionalmente no Centro de Pesquisa. O aspecto superficial do lingote é mostrado na figura 5.1. Percebeu-se a presença de vários defeitos superficiais,

tais como, pele de elefante, gota fria, superfície esponjosa, trincas de contração, trincas de solidificação e trincas térmicas.

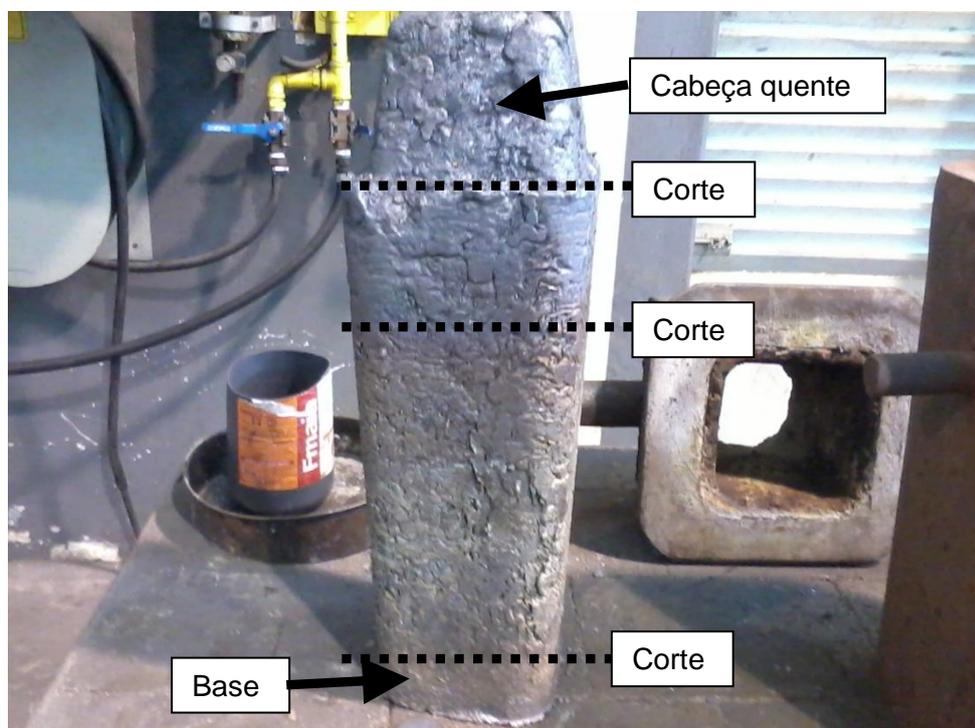


Figura 5.1 – Aspecto superficial do lingote produzido.

O aspecto interno das regiões de base e de cabeça quente do lingote é mostrado na figura 5.2. Observou-se na região de cabeça quente do lingote a presença de vazios seguindo a frente de solidificação. Foi feito outro corte, transversal ao comprimento do lingote, cerca de 100 mm abaixo da cabeça quente, em direção ao meio do lingote. Entretanto, verificou-se que os defeitos internos (vazios) ainda estavam presentes no lingote. Esses defeitos podem ser provocados por contração térmica ou por aprisionamento de gases durante o vazamento. Na confecção deste lingote, conforme pode ser visto na figura 5.1, não foi notada a ocorrência de rechupe na região de cabeça quente. O que indica que a cabeça quente solidificou-se simultaneamente ou primeiro do que o restante do material, e com isso pode ter ocorrido aprisionamento de gases no interior do lingote. Já na base, não foi observado nenhum defeito provocado durante a obtenção do lingote. Contudo, devido à alta capacidade de encruamento da liga foi necessário utilizar serras de grande porte da oficina mecânica e até mesmo a máquina de corte por eletroerosão (Ekomix) para concluir os cortes no lingote produzido.

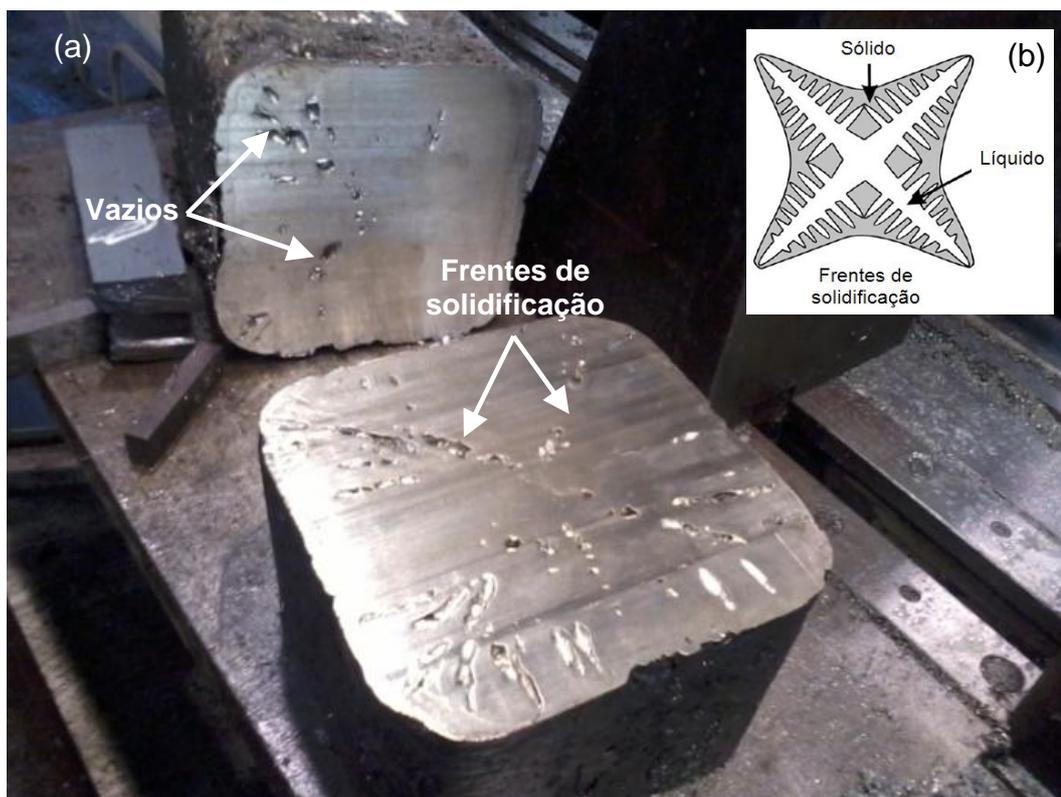


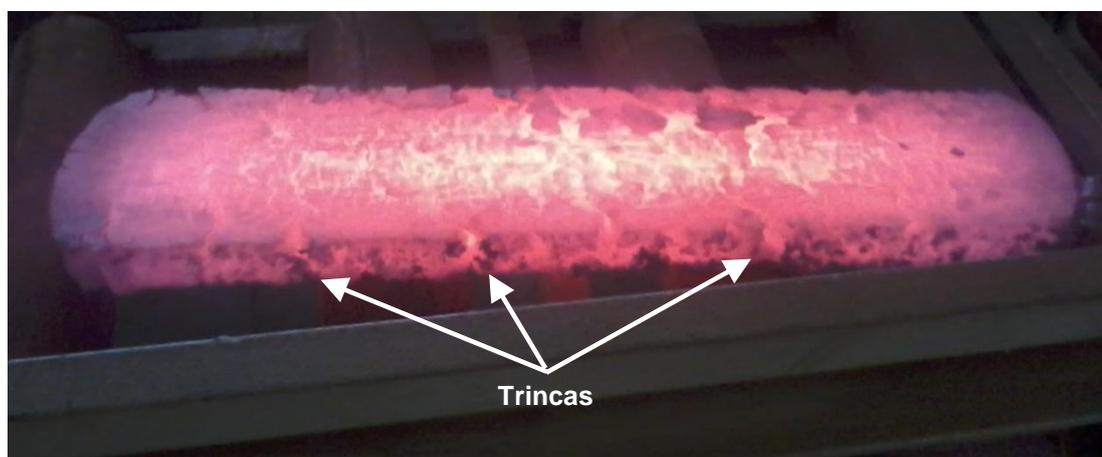
Figura 5.2 – (a) Seção transversal ao lingote produzido, na região de topo e (b) esquema representativo das frentes de solidificação de um lingote de seção quadrada.

#### a) Primeira etapa de laminação a quente.

Após ter sido verificada a ocorrência de defeitos internos em seções na região de cabeça quente e a 100 mm abaixo dela, em direção ao meio do lingote, optou-se em fazer a primeira etapa de laminação a quente, que simula a etapa de desbaste industrial, com objetivo de tentar caldear os defeitos internos existentes. Para tanto, os orifícios identificados no topo e na base do lingote foram cobertos com solda, utilizando eletrodo para solda em aço inoxidável. O lingote foi reaquecido a uma temperatura de 1250°C e laminado em 12 passes para espessura final de 35 mm. A temperatura do último passe foi em torno de 930°C, com carga de laminação de, aproximadamente, 96 t.

A placa gerada nessa etapa de laminação apresentou trincas profundas, que foram originadas na borda, figura 5.3. Com isso, foi necessário efetuar uma etapa adicional de usinagem na superfície e na lateral dessas placas para tentar eliminar

todos os defeitos existentes. Assim, foram geradas duas placas, sendo uma delas com as dimensões de 26x110x280 (mm) e a outra de 28x120x280 (mm), figura 5.4.



(a) Placa laminada a quente



(b) Placa seccionada



(c) Placa após corte nas bordas

Figura 5.3 – (a) Aspecto do lingote após a primeira etapa de laminação a quente, (b) placas seccionadas e (c) placas após corte nas bordas.

A efetividade da tentativa de caldeamento das porosidades internas foi verificada através do ensaio de ultrassom, após a usinagem das superfícies das placas,

figura 5.4. O equipamento de ultrassom foi configurado para detectar descontinuidades com tamanhos acima de 0,2 mm de extensão. Sendo assim, o ensaio não revelou nenhum defeito interno nas placas geradas. Sendo assim, foi retirada uma amostra para confeccionar corpos de prova para ensaios de dilatométrica e o restante do material seguiu o fluxo normal para as etapas subsequentes de laminação piloto.



Figura 5.4 – Placas após a etapa de usinagem na superfície.

#### **b) Segunda etapa de laminação a quente**

Conforme comentado anteriormente, após a primeira etapa de laminação foram geradas duas placas, as quais foram usinadas para a espessura de 26 mm e de 28 mm com a finalidade de eliminar os defeitos superficiais existentes. A segunda etapa de laminação a quente foi feita com o objetivo de reduzir a espessura final das placas para 7 mm. Para tanto, as placas foram reaquecidas visando a temperatura de encharque igual a 1250°C e laminadas em seis passes, sendo que a temperatura final de laminação foi de 930°C e a carga chegou a 102 t.

O aspecto da superfície e da borda da placa laminada é mostrado na figura 5.5. Observou-se, no dia seguinte à laminação, a formação de uma densa camada de carepa, em ambas as faces da placa, que se despreendeu espontaneamente. A análise da formação e do tipo dessa carepa não consta no escopo do estudo. No entanto, acredita-se que ela tenha se formado em razão dos elevados teores de Mn e Si no material, pois esses elementos possuem grande afinidade com oxigênio. Além disso, foi notada a presença de algumas pequenas trincas nas bordas da placa, figura 5.5(d). Essas trincas, provavelmente, são decorrentes de tensões que

são geradas pela expansão lateral da placa no momento de atuação das forças de laminação. Contudo, vale destacar, que as placas laminadas apresentaram suas superfícies completamente planas.



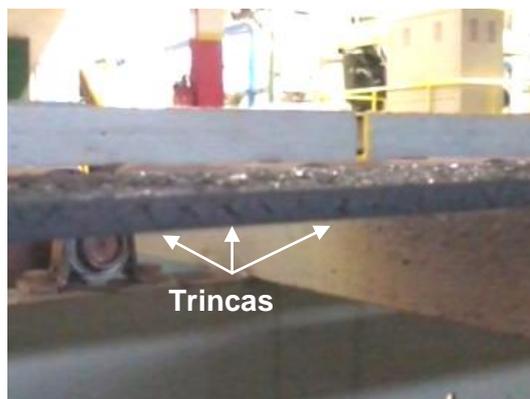
(a) Face superior



(b) Detalhe de (a)



(c) Face inferior



(d) Borda da placa.

Figura 5.5 – Aspecto da placa após a segunda etapa de laminação a quente.

### c) Etapa de laminação a frio

A etapa de laminação a frio, visando 75% de redução, foi feita utilizando as mesmas configurações de equipamento que são utilizadas durante a laminação piloto de aços de alta resistência como, por exemplo, DP1000 e TRIP780, no Centro de Tecnologia. Além disso, também foram feitos chanfros no topo e na base das placas, da mesma forma que é feito durante a preparação das placas de aços de alta resistência para a laminação piloto. Entretanto, essa etapa não foi tão bem sucedida quanto à etapa de laminação a frio dos outros tipos de aços. Desejava-se obter amostras com espessura final igual a 1 mm, no entanto, o mínimo alcançado foi de 1,6 mm, que é o equivalente à 60% de redução. Essas dificuldades durante a

laminação a frio já eram esperadas devido às características de encruamento desse tipo de aço e à transformação da austenita metaestável em martensita durante a deformação do material. Além disso, observou-se que a carga de laminação alcançou picos da ordem de 200 t, que são valores superiores aos alcançados durante a laminação piloto de aços DP1000 e TRIP780, 130 t e 110 t, respectivamente.

Sugere-se a utilização de cilindros intermediários e confeccionar chanfros de, aproximadamente, 4 mm de comprimento no topo e na base da placa numa próxima laminação desse tipo de aço. Assim, talvez seja possível atingir a espessura visada.

## **5.2. Simulação da etapa de laminação a quente**

Para simular a etapa de laminação a quente, foram extraídos corpos de prova da amostra obtida após a etapa de desbaste no laminador piloto. Conforme comentado anteriormente, o comportamento mecânico do aço durante o processamento a quente depende basicamente da temperatura, taxa de deformação, tempo de espera entre passes e da quantidade de deformação imposta em cada passe. Contudo, nesse estudo avaliou-se somente a influência da temperatura de laminação e do tempo entre passes na resistência à deformação e nos mecanismos de amaciamento a quente do aço TRIP-TWIP.

### **5.2.1. Determinação das características de amaciamento do aço TRIP-TWIP**

Para estudar as características de amaciamento do aço TRIP-TWIP durante a etapa da laminação a quente foi utilizado o dilatômetro Bähr DIL805 A/D, através de ensaio de compressão em corpos de prova cilíndricos com diâmetro de 5 mm e comprimento útil de 10 mm. Esse tipo de experimento permite investigar os fenômenos de amaciamento estático e de endurecimento do aço TRIP-TWIP, que ocorrem nos intervalos entre passes em sequências de deformações. O parâmetro de amaciamento foi calculado de acordo com a equação 5, conforme comentado anteriormente no item 4.3.1. Esse parâmetro fornece a quantidade percentual de material amaciado entre passes, que por sua vez é denominada fração de amaciamento "X". Foram aplicadas duas deformações sucessivas por compressão (30%), com tempos variados (0,1 s; 0,2 s e 1 s), sob taxa de deformação constante

( $2 \text{ s}^{-1}$ ). Os ciclos termomecânicos adotados neste ensaio podem ser visto na figura 4.2 (item 4.3.1).

Os resultados obtidos foram agrupados na tabela V.2 para melhor visualização e entendimento. Observou-se, de maneira geral, a ocorrência de amaciamento para as duas temperaturas de laminação avaliadas,  $900^\circ\text{C}$  e  $1000^\circ\text{C}$ . Entretanto, para a temperatura de  $1000^\circ\text{C}$ , na condição de maior tempo entre passes (1,0 s), foram observados valores de fração de amaciamento superiores a 100%. Isso indica que essa condição, além de ter restaurado completamente o material entre os passes, pode, ainda, ter favorecido um crescimento expressivo de grão. Essas variações estão representadas no gráfico da figura 5.6.

Tabela V.2 – Resultados obtidos durante ensaio de deformação a quente do aço TRIP-TWIP.

Temperatura ( $^\circ\text{C}$ )	Tempo (s)	Taxa ( $\text{s}^{-1}$ )	$\varepsilon_1$ (%)	$\varepsilon_2$ (%)	$\sigma_m$ (MPa)	$\sigma_r$ (MPa)	$\sigma_0$ (MPa)	X (%)
1000	0,1	2	0,3	0,3	259	214	115	31,25
1000	0,2	2	0,3	0,3	261	186	120	53,19
1000	1,0	2	0,3	0,3	252	41	117	156,30
900	0,1	2	0,3	0,3	345	291	104	22,41
900	0,2	2	0,3	0,3	349	230	112	50,21
900	1,0	2	0,3	0,3	353	144	105	84,27

O processamento de aços TRIP-TWIP durante a etapa de laminação a quente normalmente requer força de laminação mais elevada se comparado com os aços C-Mn convencionais. Um aspecto interessante a ser considerado nos aços com elevado teor de Mn é a estabilidade da austenita durante toda a etapa laminação de quente, ou seja, não existe transformação de fase (SAMEK, 2012).

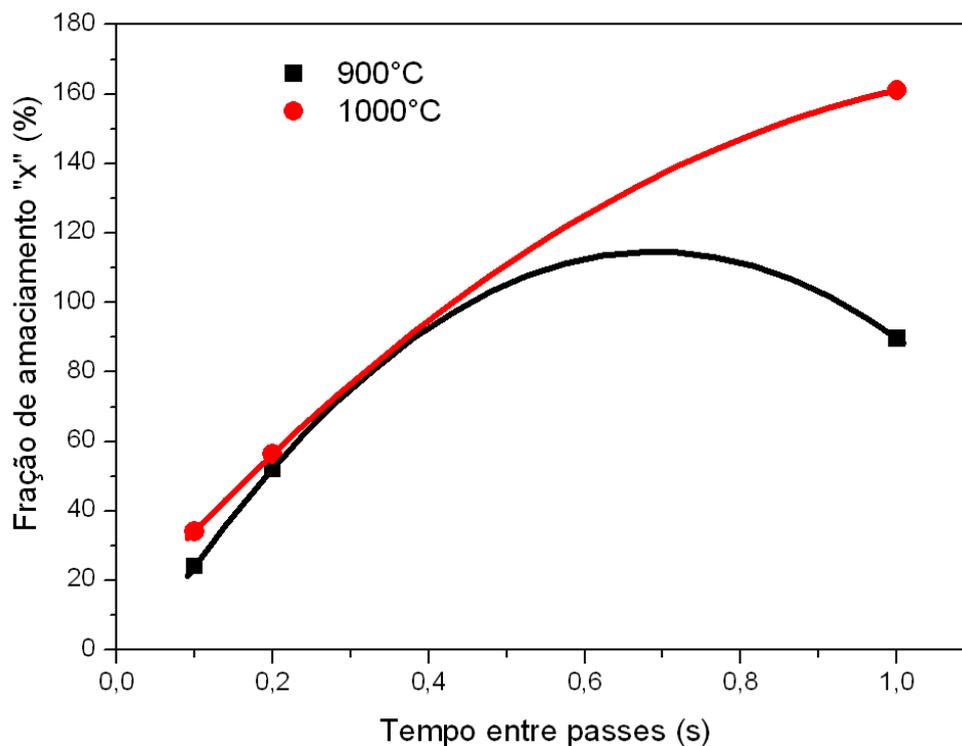


Figura 5.6 – Influência do tempo entre passes na fração amaciada estaticamente em função do aumento da temperatura de laminação.

A resistência à deformação ( $kf_{m\acute{a}x}$ ) do aço TRIP-TWIP foi medida ao final do primeiro passe de deformação, durante o teste de compressão cilíndrica. Conhecer o valor desse parâmetro é de grande importância, pois retrata a força necessária para promover a deformação do aço durante a laminação (HOFER, 2011). Os resultados obtidos estão mostrados no gráfico da figura 5.7. Observou-se que o aumento da temperatura de laminação provoca uma redução significativa nesse parâmetro. Esse comportamento do aço TRIP-TWIP durante a deformação a quente é, também, típico em aços convencionais. Samek avaliou o comportamento de três tipos de aço TRIP-TWIP, com diferentes teores de Mn (12%, 16% e 22%), durante a etapa de deformação a quente nas temperaturas de 900°C 1000°C e 1200°C, com taxa de deformação igual a  $10\text{ s}^{-1}$ . Embora esse autor não revelasse a composição química detalhada dos aços estudados, os valores de  $Kf_{m\acute{a}x}$  que ele obteve para as temperaturas de 900°C e 1000°C estão similares aos valores obtidos no presente estudo (SAMEK, 2012).

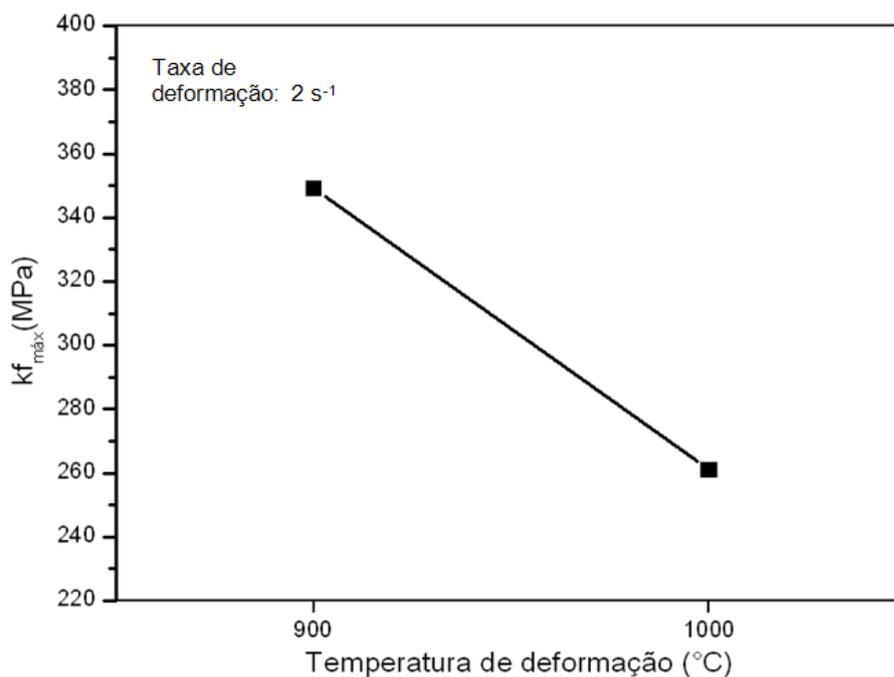


Figura 5.7 – Resistência a deformação ( $kf_{m\acute{a}x}$ ) após um passe de deformação em diferentes temperaturas.

Ao analisar a resistência à deformação do aço TRIP-TWIP no segundo passe de deformação, percebeu-se que o intervalo de tempo entre passes e a temperatura de deformação exerceram grande influência nos valores de  $Kf_{m\acute{a}x}$ , figura 5.8. Isso indica que o aço estudado possui grande capacidade de amaciamento, principalmente em maiores temperaturas. Sendo assim, é provável que a etapa de laminação a quente do aço TRIP-TWIP seja favorecida em temperaturas mais altas e maiores tempos entre passes.

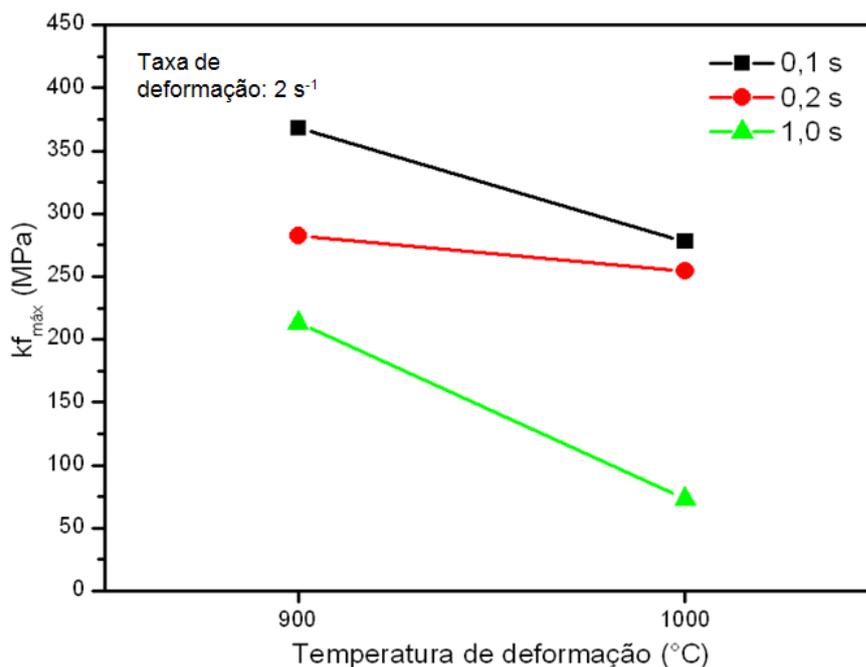


Figura 5.8 – Resistência a deformação ( $kf_{máx}$ ) após o segundo passe de deformação em diferentes temperaturas e tempos entre passes.

As curvas de fluxo obtidas no ensaio isotérmico com duas deformações a quente foram agrupadas nos gráficos da figura 5.9. Observa-se que, na medida em que o tempo entre passes aumenta, o nível da tensão de recarregamento ( $\sigma_r$ ) diminui. Isto ocorre porque existe tempo suficiente entre os passes para que a recuperação e a recristalização estática restaurem o material. Contudo, observa-se que a recristalização estática nesse tipo de aço TRIP-TWIP pode ocorrer em tempos relativamente curtos. Para as condições avaliadas, a tensão de recarregamento, de maneira geral, esteve sempre abaixo da tensão máxima de descarregamento ( $\sigma_m$ ). Além disso, observou-se que o valor da tensão de recarregamento diminui à medida que o tempo entre passes é aumentado. Isso significa dizer que não houve endurecimento do material induzido pela deformação a quente. De maneira geral, observa-se nesse estudo a ocorrência de amaciamento do material em curto intervalo de tempo. Entretanto, os estudos realizados por Dobrzański mostraram que o aço TRIP-TWIP, nas concepções 0,065%C-26%Mn-3%Si-3%Al-Nb-Ti e 0,040%C-27%Mn-4%Si-2%Al-Nb-Ti, podem apresentar o fenômeno de recristalização dinâmica a partir do terceiro passe de deformação na temperatura de 950°C. Além disso, esse autor conclui que pode ocorrer recristalização estática

e metadinâmica no material, 16 segundos após o último passe de laminação na temperatura de 850°C (DOBRZAŃSKI, 2008; DOBRZAŃSKI, 2011).

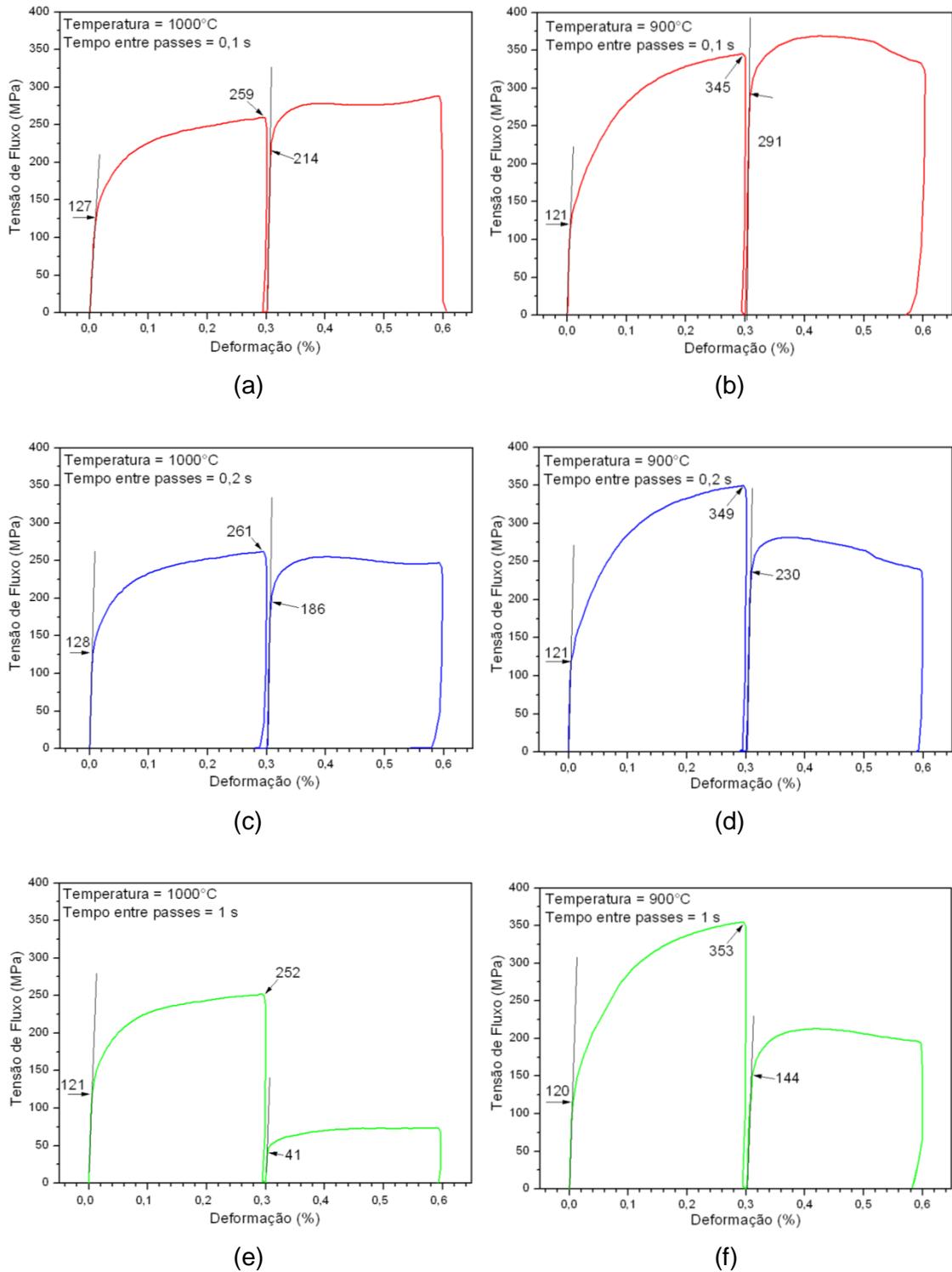


Figura 5.9 – Ensaio isotérmico de compressão cilíndrica, interrompido, realizados a 1000°C e 900°C com duas deformações subsequentes de 30% numa taxa de 2 s<sup>-1</sup>.

As curvas de deformação a quente de um aço TRIP da classe 780 MPa de limite de resistência foram avaliadas por Marra em um estudo anterior de pesquisa em condições similares às avaliadas no presente estudo. Entretanto, Marra utilizou o teste de torção a quente na máquina Gleeble para obter seus resultados. O teste de torção a quente, pela geometria do corpo de prova e capacidade da máquina, permite empregar taxas mais elevadas de deformação, se comparado com o teste de compressão cilíndrica utilizando o dilatômetro. Nesse estudo, o autor fez um comparativo entre as tensões de fluxo obtidas pelo aço TRIP com um aço de alta resistência mecânica API X 65, figura 5.10 (MARRA, 2006). Comparando os resultados desse estudo com o presente estudo, percebe-se que o valor obtido para o aço TRIP no primeiro passe de deformação na temperatura de 900°C é ligeiramente maior do que os valores obtidos pelo aço TRIP-TWIP nessa mesma temperatura. Esse comportamento pode ser justificado pela taxa de deformação utilizada por Marra, que não se equipara com a taxa utilizada durante a deformação do aço TRIP-TWIP. Pode-se dizer, contudo, que as curvas de fluxo do aço TRIP-TWIP demonstram comportamentos típicos de aços de alta resistência mecânica e caracterizam o aço com alta capacidade de amaciamento entre passes.

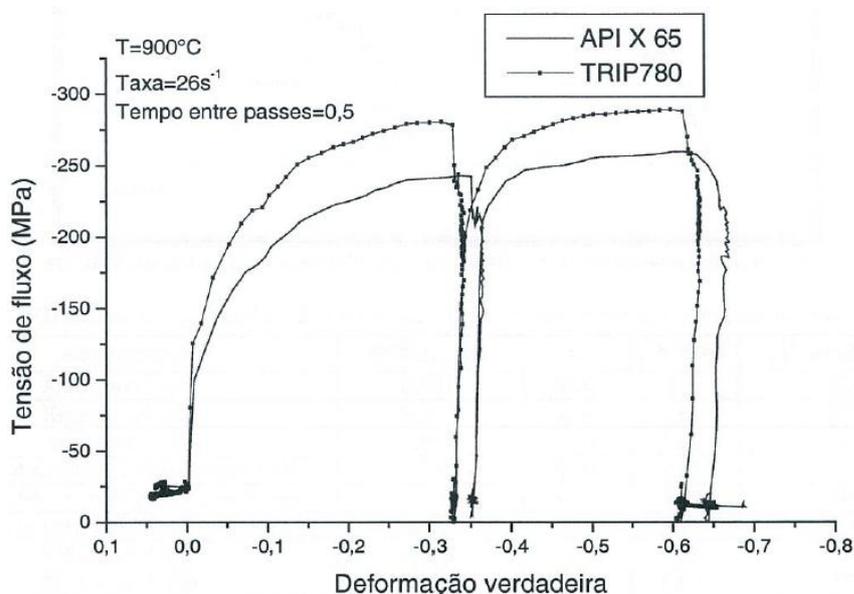


Figura 5.10 – Comparativo entre os valores de tensão de fluxo obtidos durante ensaio de torção em aços TRIP780 e API X 65 (MARRA, 2006).

As curvas de fluxo do material durante escoamento contínuo até 60% de deformação, nas diferentes temperaturas avaliadas estão mostradas na figura 5.11. Observa-se que essas curvas possuem a forma típica apresentada por materiais que se recuperam dinamicamente. Os valores de tensão obtidos nesses patamares de temperaturas são elevados. Contudo, eles estão próximos aos valores encontrados por Dobrzański, que são em torno de 250 MPa (1050°C) e 350 MPa (950°C), os quais foram obtidos a partir de experimentos similares (DOBRZAŃSKI, 2008). De acordo com esse autor, os valores de tensão de fluxo do aço TRIP-TWIP são maiores, se comparados com os aços microligados convencionais. Esse fato é atribuído à influência dos elementos Mn, Si e Al, dissolvidos em solução sólida na matriz austenítica. Entretanto, é recomendado reduzir a deformação verdadeira para valores da ordem de 0,2% durante os primeiros passes de laminação e, com isso, espera-se que a recristalização dinâmica seja atrasada (DOBRZAŃSKI, 2008).

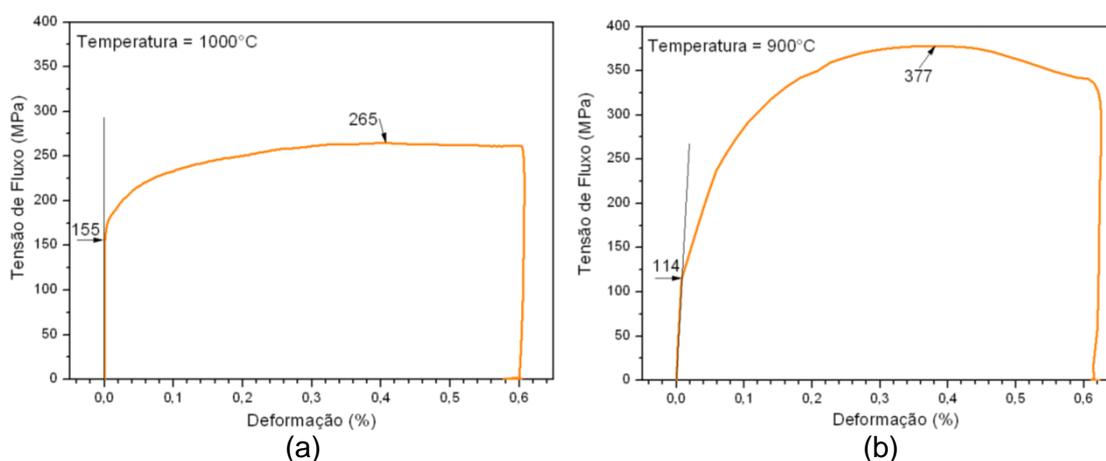


Figura 5.11 – Curvas de fluxo obtidas durante escoamento contínuo até 60% de deformação.

### 5.2.2. Aspecto microestrutural do material laminado a quente

Uma das vantagens de se processar aços com alto teor de Mn é que não existe transformação de fases ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ) durante a laminação a quente, se feita a partir de 1100°C até a temperatura ambiente. Entretanto, de acordo com o teor de Mn no aço, pode ocorrer a formação de martensita  $\alpha'$  e martensita  $\epsilon$ , a partir da transformação da austenita para martensita, na etapa de resfriamento da laminação a quente (GRÄSSEL, 2000; COOMAN, 2011; HUANG, 2006 e VAN TOL, 2012).

Na figura 5.12 é mostrado o aspecto microestrutural da amostra de aço com alto teor Mn obtida em escala piloto após a etapa de laminação a quente. É possível observar que a microestrutura do material, nessa condição, é formada por grãos grosseiros de austenita, alcançando tamanhos superiores a  $2\ \mu\text{m}$ , sendo que alguns deles maclados, e grãos mais refinados, indicando o início de atuação do mecanismo de recristalização dinâmica, conhecido como *necklaces* (JAFARI, 2007). Além de austenita, o difratograma da figura 5.13 revelou que a microestrutura do aço é composta por martensita  $\alpha'$  e martensita  $\epsilon$ . A martensita  $\epsilon$  apresenta-se com aspecto de placas finas paralelas, que se formam no interior do grão austenítico e são delimitadas pelo contorno de grão. Já a martensita  $\alpha'$  pode ser formada também a partir da austenita ou na interseção entre as placas de martensita  $\epsilon$  com a austenita (VERCAMMEN, 2004). A quantificação das fases identificadas no difratograma da figura 5.13 revelou que a microestrutura do aço é composta por 91,6% de austenita, 7,7% de martensita  $\alpha'$  e 0,7% de martensita  $\epsilon$ . Contudo, vale ressaltar, que a análise quantitativa via difração de raios-X não é confiável para pequenas quantidades de fases. Sendo assim, no caso da martensita  $\epsilon$ , podemos considerar apenas como sendo resultado qualitativo.



Figura 5.12 – Aspecto microestrutural da amostra, observado via microscopia óptica, após a etapa de laminação piloto a quente.

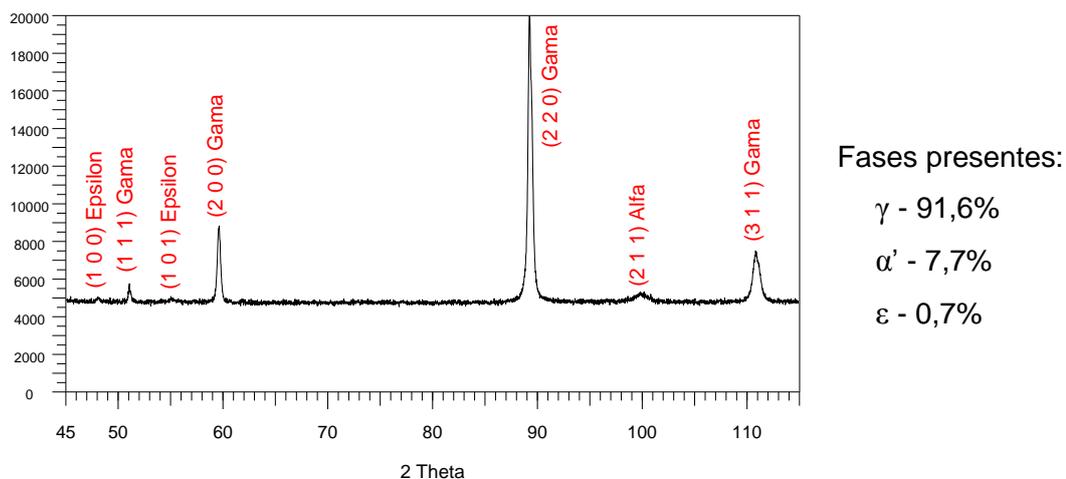


Figura 5.13 – Difractometria de raios-X na amostra laminada a quente.

Conforme comentado anteriormente, para se obter uma microestrutura composta totalmente por austenita é necessário controlar a adição dos elementos químicos Mn, Al e Si, e assim, manter entre 15 mJ/m<sup>2</sup> e 30 mJ/m<sup>2</sup> a EFE do material (GRÄSSEL, 2000; KIM, 2007; KIM, 2008; COOMAN, 2011; HUANG, 2006 e VAN TOL, 2012). Uma das maneiras práticas para determinar a EFE ( $\Gamma$ ) de aços com elevado teor de Mn é utilizar o modelo proposto por Olson e Cohen, equação 7 (OLSON, 1976).

$$\Gamma = 2\rho\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon} + 2\sigma^{\gamma/\epsilon} \quad (7)$$

Onde,

$\rho$  = densidade molar de superfície ao longo do plano {111} =  $2,94 \cdot 10^{-5}$  mol/m<sup>2</sup>.

$\Delta G$  = energia molar de Gibbs para a transformação  $\gamma \rightarrow \epsilon$  =  $-5,90 \cdot 10^4$  mJ/mol.

$\sigma$  = energia de superfície na interface  $\gamma/\epsilon$  = 8 mJ/m<sup>2</sup>.

Os valores de  $\rho$  e de  $\sigma$  foram os mesmos utilizados por Dumay no estudo da influência de elementos de liga na energia de falha de empilhamento (DUMAY, 2006). Já o valor de  $\Delta G$  foi calculado a partir da composição química da liga estudada, utilizando o software Thermo-Calc®.

Considerando esse modelo, o valor da EFE obtido para a liga estudada é da ordem de 12,5 mJ/m<sup>2</sup>. Sendo assim, o resultado desse cálculo ajuda a explicar a presença de martensita do tipo  $\alpha'$  e  $\epsilon$  na microestrutura do aço. Pois, se a EFE estiver abaixo

de 15 mJ/m<sup>2</sup>, frações dessas fases podem ser formadas na matriz austenítica durante a etapa de resfriamento (GRÄSSEL, 2000; KIM, 2007; KIM, 2008; COOMAN, 2011; HUANG, 2006 e VAN TOL, 2012).

### **5.3. Simulação da etapa de laminação a frio**

A simulação da etapa de laminação a frio ocorreu a partir de amostras usinadas com espessura de 4,0 mm, as quais são oriundas das placas piloto laminadas a quente. Não foi possível obter amostras com espessura igual a 1 mm, conforme comentado no item 5.1. No entanto, foi alcançada a espessura de 1,6 mm, que é o equivalente a 60% de redução a frio. As dificuldades durante a laminação a frio desse tipo de aço, também comentada no item 5.1, podem ser atribuídas às transformações de fases que ocorreram durante a deformação.

Vale ressaltar que a carga de laminação alcançou valores da ordem de 200 t, os quais, conforme dados históricos do Centro de Tecnologia, estão bem acima dos valores que são tipicamente obtidos durante a laminação piloto de aços da qualidade TRIP780 e DP1000, que são da ordem de 110 t e 130 t, respectivamente. Vale ressaltar, que esse comportamento já era esperado, uma vez que a principal característica do aço com alto teor de Mn é a sua alta capacidade de encruamento.

#### **5.3.1. Aspecto microestrutural do material laminado a frio**

O aspecto microestrutural da amostra após a etapa de laminação a frio com 60% de redução e o resultado da análise via difratometria de raios-X estão mostrados nas figuras 5.14 e 5.15, respectivamente. Observou-se que a microestrutura do aço no final dessa etapa é composta por grãos deformados e alongados de martensita  $\alpha'$  (97,7%) e austenita (2,3%). Essa microestrutura é resultado da transformação de quase toda austenita e de toda martensita  $\epsilon$  presentes na microestrutura do aço laminado a quente. Isso significa dizer, que a transformação da martensita foi induzida pela deformação plástica nessa etapa do processo.

A presença massiva de martensita  $\alpha'$  na microestrutura do aço deformado a frio está diretamente relacionada com a EFE da liga de aço e depende, principalmente, da composição química do aço. Conforme comentado no item anterior, a EFE da liga estudada é da ordem de 12,5 mJ/m<sup>2</sup> e os teores de Mn e C obtidos são, respectivamente, 17,6% e 0,042%. Ao conjugar essas informações com o gráfico

da figura 3.11, pode-se dizer que a predominância do efeito TRIP já era esperada nessa etapa de processamento do aço avaliado. Assim, boa parte dessa martensita originou-se a partir da transformação da austenita, induzida pela deformação plástica. Já a transformação da martensita  $\epsilon$  em  $\alpha'$ , ocorre na interseção entre duas ripas de martensita  $\epsilon$ . Neste local, existe uma distorção muito grande da rede cristalina, a qual favorece a nucleação e o crescimento de cristais  $\alpha'$  a partir de cristais  $\epsilon$ , ao longo do plano primário de escorregamento. Os cristais  $\alpha'$  crescem sucessivamente e se coalescem. O acúmulo de energia durante a deformação promove o crescimento induzido da martensita e o aumento da densidade de deslocamentos, criando condições ótimas para nucleação de novos núcleos de martensita (LEE, 2012; VAN TOL, 2012; VERCAMMEN, 2004).

A ausência da martensita  $\epsilon$  na microestrutura do aço laminado a frio pode ter relação com a deformação de 60% que, aparentemente, foi alta o suficiente para elevar a energia de falha de empilhamento, favorecendo a transformação da martensita  $\alpha'$ , a partir da austenita.



Figura 5.14 – Aspecto microestrutural da amostra, observado via microscopia óptica, após simulação da etapa de laminação a frio piloto, com 60% de redução na espessura.

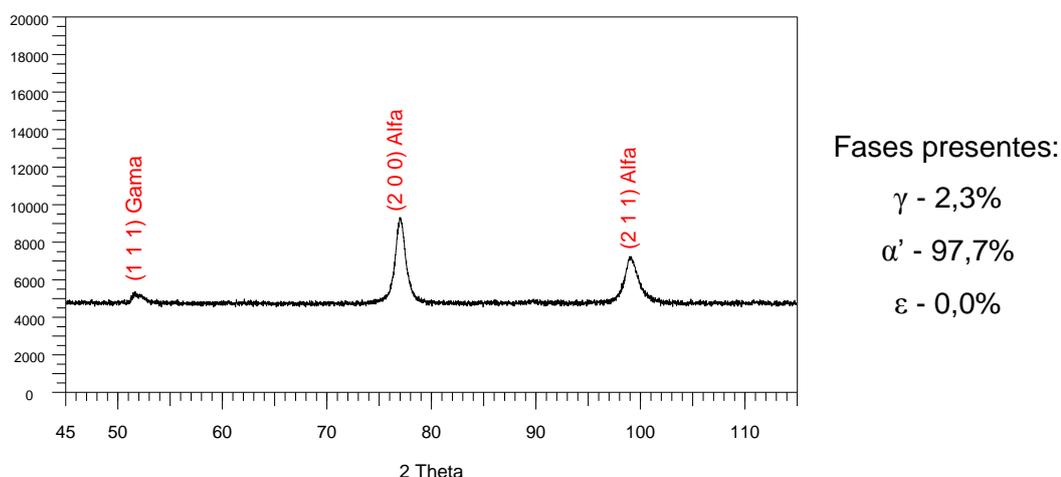


Figura 5.15 – Difractometria de raios-X após a etapa de laminação a frio.

### 5.3.2. Recristalização durante o aquecimento contínuo.

A curva de recristalização do aço laminado a frio, representada pela mudança de dureza durante o aquecimento contínuo, e a derivada da curva dilatométrica em função da temperatura, são mostradas na figura 5.16. Percebeu-se que a recuperação do material teve início em torno de 400°C e se estendeu até próximo de 600°C. A partir desse ponto, iniciou-se o processo de recristalização, o qual se completa na temperatura de 820°C. Além disso, observa-se uma queda brusca nos valores de dureza dos pontos finais da curva. Esse comportamento representa um amaciamento no material e indica a ocorrência de crescimento de grão após a recristalização.

Analisando a derivada da curva dilatométrica em função do tempo, observou-se que o retorno da martensita  $\alpha'$  para a austenita, durante o aquecimento contínuo, ocorreu entre as temperaturas de 550°C e 720°C. Continuando o aquecimento, observou-se que a transformação paramagnética do material ocorreu entre as temperaturas de 720°C e 840°C. Nesse intervalo, encontra-se o Ponto de Curie, que para o ferro puro é da ordem de 770°C. Esse ponto marca a temperatura na qual a fase magnética (martensita  $\alpha'$ ) perde sua propriedade de magnetizar-se.

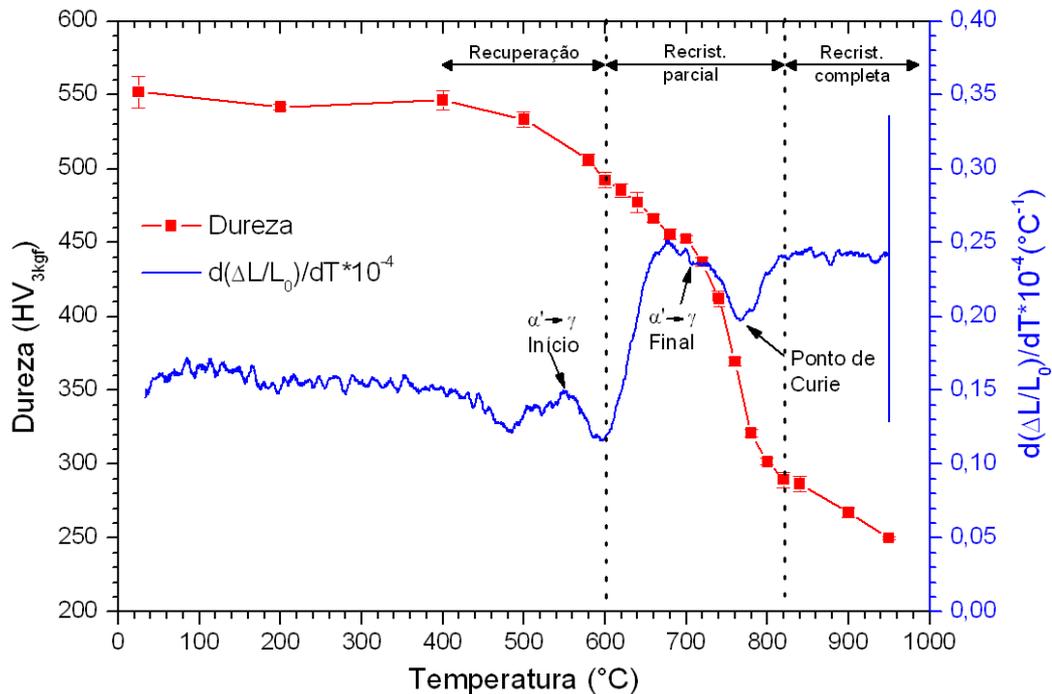


Figura 5.16 – Mudança da dureza durante o aquecimento contínuo e a derivada da curva dilatométrica em função da temperatura.

A evolução da recristalização do aço TRIP-TWIP durante o aquecimento contínuo foi avaliada através da curva de fração volumétrica recristalizada. Para obtenção dessa curva, utilizou-se a equação 8, que correlaciona os valores de dureza obtidos em amostras submetidas ao aquecimento contínuo, numa taxa constante de 5°C/s, até temperaturas pré-determinadas, nas quais foram feitas interrupções do aquecimento, seguidas de resfriamento rápido, conforme descrito no item 4.3.2.

$$X_v = \frac{H(X_{v=0}) - H(X_v)}{H(X_{v=0}) - H(X_{v=1})} \quad (8)$$

Onde,

$X_v$  = Fração volumétrica recristalizada

$H(X_{v=0})$  = Dureza inicial

$H(X_v)$  = Dureza relativa

$H(X_{v=1})$  = Dureza final

Os resultados dos cálculos estão mostrados no gráfico da figura 5.17. Percebe-se que a recristalização, na faixa de temperatura entre 600°C e 680°C, evolui pouco. No entanto, esse processo é intensificado a partir de 700°C, sendo que na

temperatura de 750°C o material encontra-se 50% recristalizado e a 840°C o processo de recristalização se completa. A rápida recristalização notada durante o aquecimento contínuo desse tipo de aço pode, de acordo com Grässel, ter relação com a alta taxa de encruamento (60%) durante a laminação a frio. Além disso, a baixa EFE, que é o caso do aço avaliado no presente estudo, contribui para o deslizamento transversal e a formação de subgrãos devido à deformação, o que facilita o processo de recristalização do aço (GRÄSSEL, 1997).

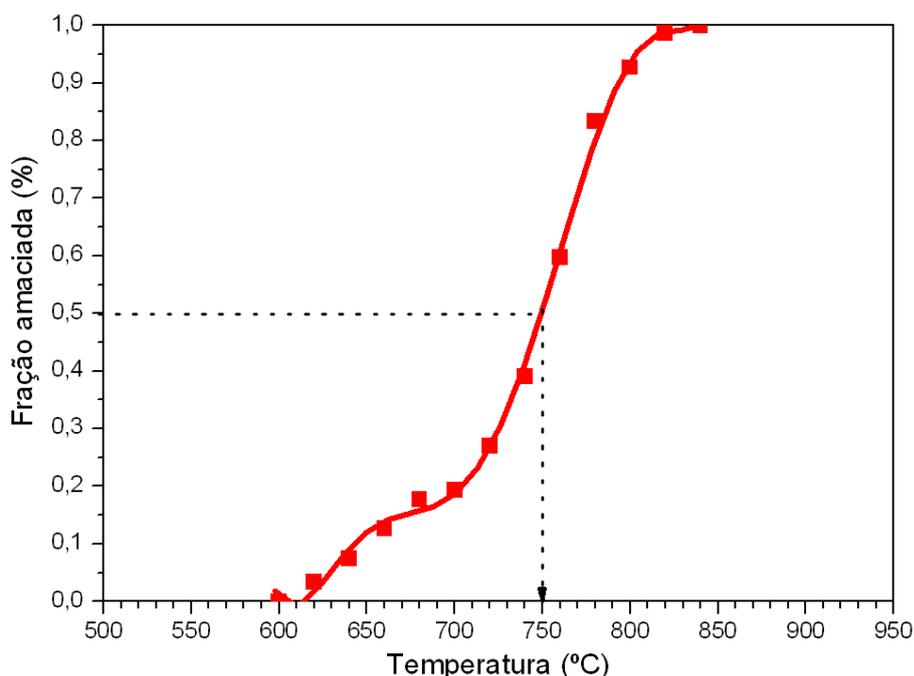


Figura 5.17 – Fração amaciada durante o aquecimento contínuo com taxa de 5°C/s.

### 5.3.3. Efeito da temperatura de encharque nos valores de propriedades mecânicas

As curvas tensão-deformação de engenharia e verdadeira são mostradas, respectivamente, nas figuras 5.18(a) e 5.18(b). Percebe-se que o material deformado com 60% de redução a frio (laminado a frio – LF) exibe ductilidade extremamente baixa e limite de resistência elevado. Esse efeito é justificado pela presença majoritária de martensita  $\alpha'$  na microestrutura após a etapa de deformação a frio. Conforme comentado anteriormente, o efeito TRIP foi predominante nessa etapa do processo. Já após as simulações dos ciclos completos de recozimento contínuo, as amostras apresentaram maior ductilidade.

Além disso, observou-se que a etapa de deformação plástica do material ocorre em diferentes estágios, os quais serão discutidos mais adiante.

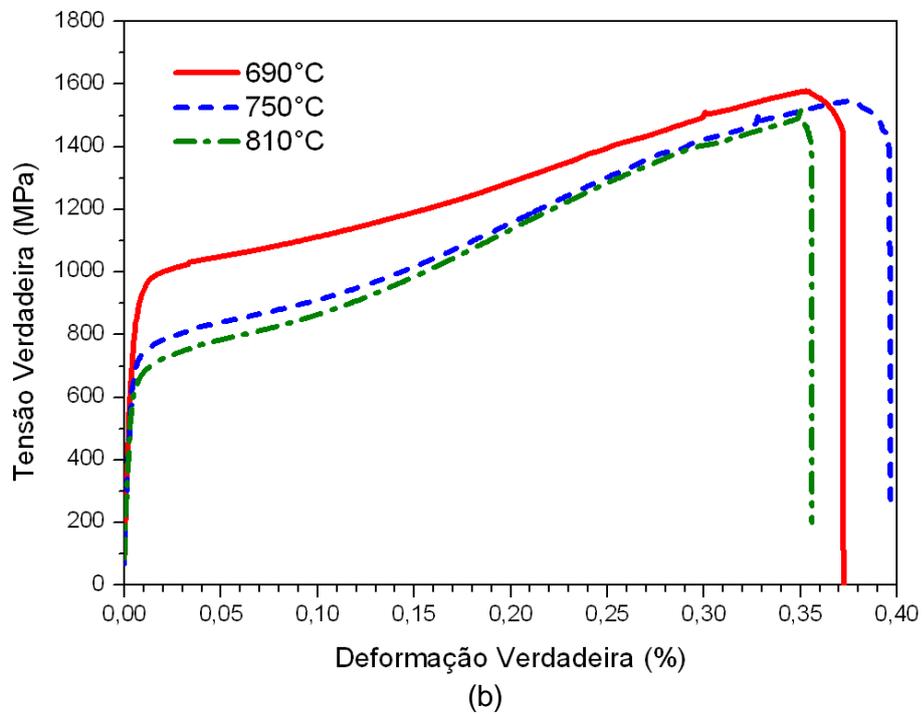
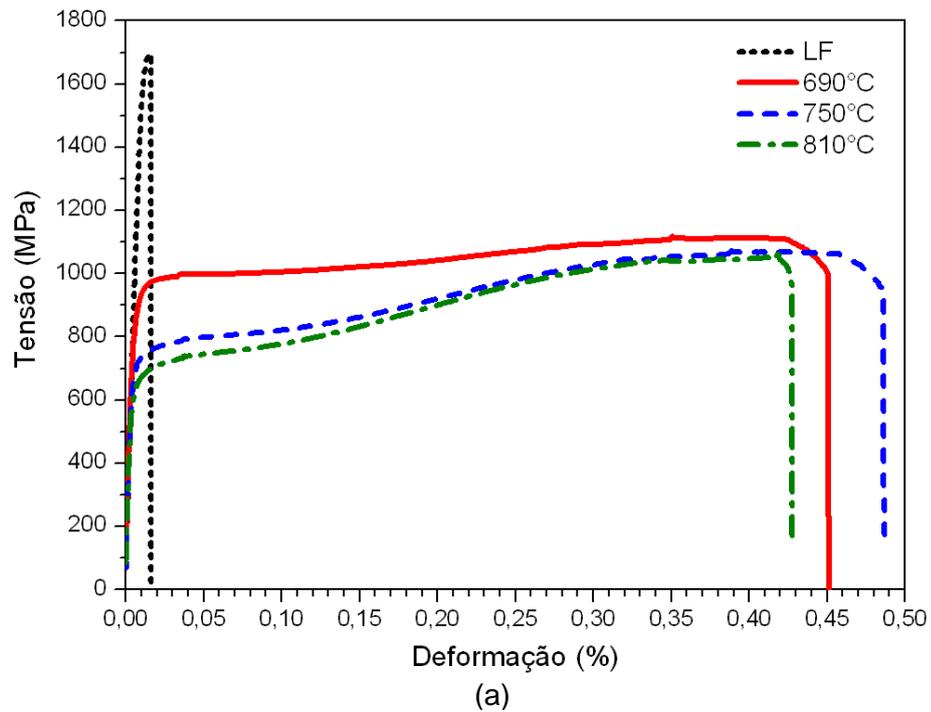


Figura 5.18 – (a) Gráficos Tensão-Deformação de engenharia e (b) verdadeira do aço TRIP-TWIP após 60% de redução a frio e após simulações do ciclo completo de recozimento contínuo.

O efeito do aumento da temperatura de encharque nos valores de propriedades mecânicas do aço TRIP-TWIP é mostrado na figura 5.19 e na tabela V.3. Observou-se que a amostra na condição apenas laminada a frio exibe os maiores valores de limite de resistência (LR) e limite de escoamento (LE) e menor alongamento uniforme ( $AL_U$ ) e total ( $AL_T$ ). Após a etapa de recozimento, a resistência do aço reduziu e o seu alongamento aumentou. A influência do aumento da temperatura de encharque também é observada nos valores de encruamento (*Work Hardening – WH*) e na capacidade de encruamento (*Work Hardening Capacity – WHC*) do aço TRIP-TWIP, tabela V.3. Os valores de WH são obtidos pela diferença entre o limite de resistência e o limite de escoamento do material. Já o parâmetro WHC representa a área sob a curva tensão verdadeira versus deformação verdadeira, na região entre o limite de escoamento e o limite de resistência máximo. Esse parâmetro também se refere ao valor de energia necessária para a deformação plástica do material. Nota-se que o aumento da temperatura de encharque aumenta significativamente o WH. Por outro lado, o parâmetro WHC do material diminuiu. De um modo geral, isso significa dizer que o aumento da temperatura de encharque reduz a capacidade de absorção de energia do aço. Entretanto, nota-se que esses valores são bastante elevados, se comparados com os aços *dual phase*, de mesma classe de limite de resistência, que possuem alongamento total da ordem de 8%. Já os valores de LR não foram afetados pela variação na temperatura de encharque. Contudo, observa-se que o LE reduziu em torno de 300 MPa. Esse comportamento pode ser explicado pelo retorno da fase martensita  $\alpha'$  para a fase austenítica, que ocorreu na faixa de temperatura entre 550°C e 720°C durante o aquecimento contínuo, conforme mostrado na figura 5.16. Provavelmente, o recozimento realizado na temperatura de 690°C não foi efetivo para completar a recristalização e promover a formação e o crescimento de novos grãos de austenita no material. Além disso, de acordo com Zamani e Suh, o aumento na temperatura de recozimento promove o surgimento de novos grãos e, conseqüentemente as maclas mecânicas formadas durante a laminação a frio são eliminadas e com isso, o LE do material tende a se reduzir (ZAMANI, 2011; SUH, 2009).

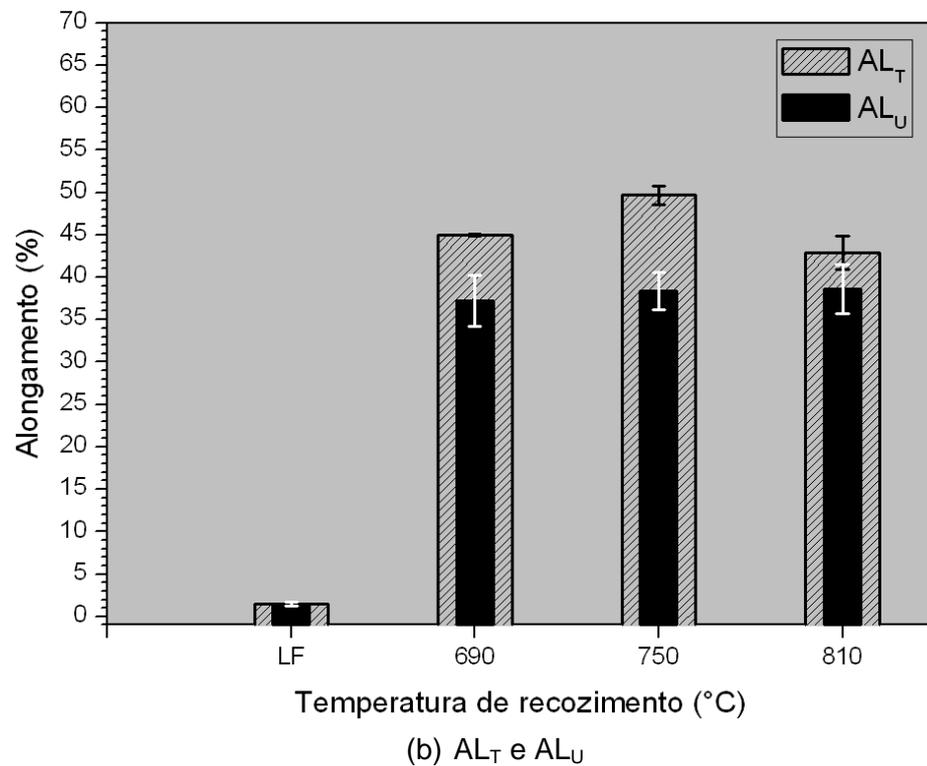
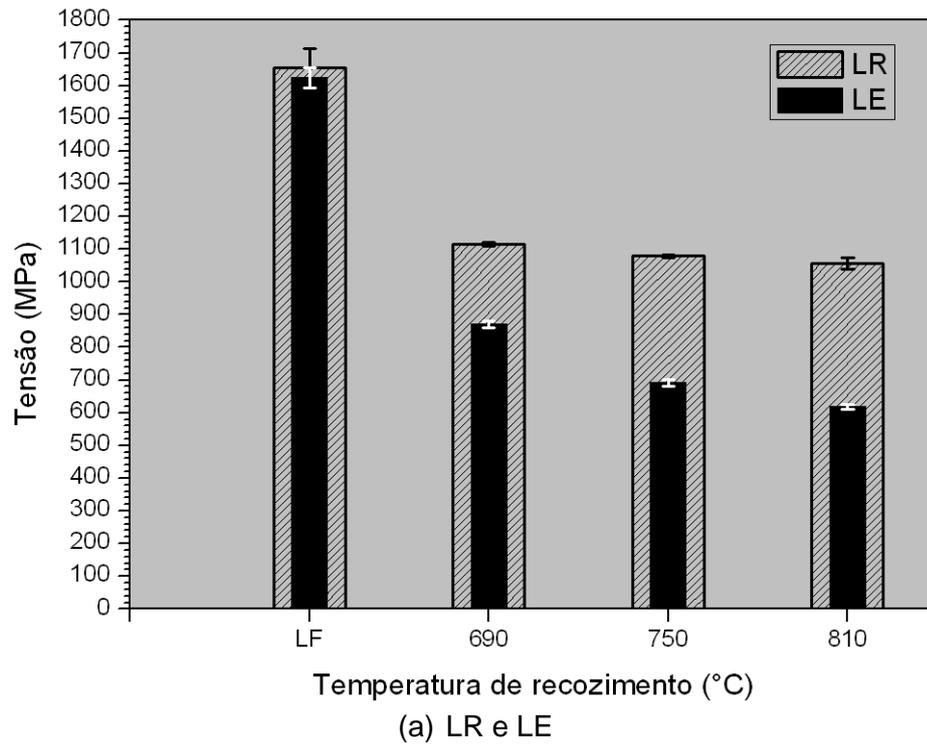


Figura 5.19 – Valores de propriedades mecânicas das amostras nas condições laminada a frio (LF) e recozidas nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C.

Tabela V.3 – Valores de propriedades mecânicas do aço TRIP-TWIP Laminado a frio (LF) e recozido em diferente temperaturas.

Recozimento	LE (MPa)	LR (MPa)	LE/LR	WH (MPa)	WRC (MPa)	AL <sub>U</sub> (%)	AL <sub>T</sub> (%)
LF	1624,5	1654,5	0,98	30,0	-	1,5	1,5
690°C	870,5	1115,5	0,78	245,0	437,68	37,2	45,0
750°C	691,7	1079,0	0,64	387,3	422,67	38,4	49,7
810°C	618,7	1056,0	0,59	437,3	369,19	38,6	42,9

#### a) Avaliação do mecanismo de endurecimento durante a etapa de deformação plástica

O mecanismo de endurecimento do aço TRIP-TWIP durante a etapa de deformação plástica foi avaliado inicialmente com base na equação de Hollomon, conforme descrito anteriormente no item 3.5. De acordo com a análise de Hollomon, os valores do expoente de encruamento (“n”) e do coeficiente de resistência (K) podem ser extraídos da reta que é formada no gráfico log-log da tensão versus deformação. Entretanto, conforme observado no gráfico da figura 5.20, os resultados do ensaio de tração do aço TRIP-TWIP geraram curvas log-log que não atendem aos critérios de linearidade necessários para realizar a análise do encruamento com base na equação de Hollomon. Além disso, percebe-se que a inclinação das curvas aumenta na medida em que a temperatura de recozimento e a deformação são aumentadas. Esse comportamento, mesmo que não linear, indica um aumento no encruamento do material em função do aumento na temperatura de recozimento. A maneira mais adequada para se determinar os parâmetros “n” e K, neste caso, foi a partir de análises em segmentos das curvas obtidas, considerando os diferentes patamares de deformação. Dessa forma, cada segmento das curvas analisadas foi submetido ao ajuste por regressão linear, utilizando o software Origin 7.5<sup>®</sup>. Os valores de “n” encontrados podem ser vistos na tabela V.4. Já os valores de K, calculados a partir dos valores de “n”, com base na equação de Hollomon, são mostrados na tabela V.5. Percebe-se que o material recozido na temperatura de 810°C alcança os valores máximos de “n” e K, para os diferentes graus de deformação avaliados. O aumento do encruamento pode ter relação com a maior quantidade de austenita formada nessa temperatura de recozimento, gerando, dessa forma, mais sítios para formação de maclas durante a deformação.

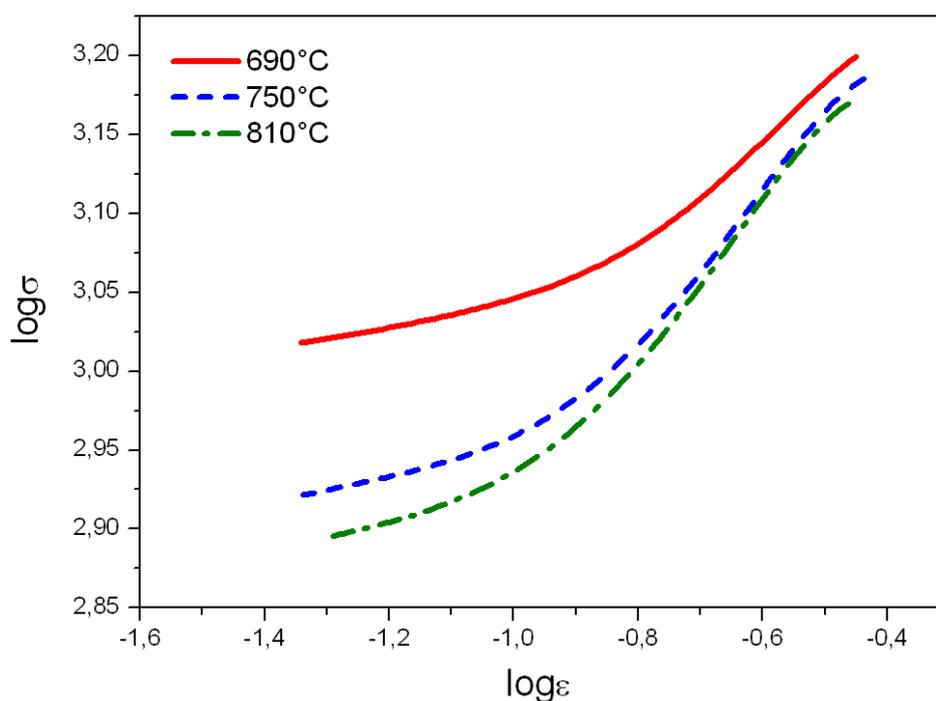


Figura 5.20 – Log  $\sigma$  versus log  $\epsilon$  para o aço TRIP-TWIP recozido em diferentes temperaturas.

Tabela V.4 – Valores do expoente de encruamento “n” determinados em diferentes patamares de deformação para o aço TRIP-TWIP recozido nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C.

Recozimento	Expoente de encruamento, “n”						
	0,00-0,10%	0,05-0,15%	0,10-0,20%	0,15-0,25%	0,20-0,30%	0,25-0,35%	0,30-0,40%
690°C	0,06	0,12	0,23	0,33	0,38	0,36	0,29
750°C	0,08	0,19	0,37	0,50	0,53	0,46	0,28
810°C	0,09	0,23	0,43	0,54	0,54	0,43	0,23

Tabela V.5 – Valores do coeficiente de resistência K determinados em diferentes patamares de deformação para o aço TRIP-TWIP recozido nas temperaturas de 690°C, 750°C e 810°C.

Recozimento	Coeficiente de resistência, K						
	0,00-0,10%	0,05-0,15%	0,10-0,20%	0,15-0,25%	0,20-0,30%	0,25-0,35%	0,30-0,40%
690°C	1212	1327	1579	1772	1810	1686	1511
750°C	1017	1287	1741	2059	2043	1788	1414
810°C	981	1330	1885	2148	2040	1701	1324

Os resultados da análise pelo método de Hollomon mostram que existe uma variação muito grande do valor de “n” em função da deformação do material. Com isso, faz-se necessário avaliar o comportamento do valor instantâneo de “n” ( $n_i$ ). Para tanto, foi obtida a derivada da curva  $\ln\sigma - \ln\epsilon$ , que retrata a variação do valor  $n_i$  em função da deformação, conforme mostrado na figura 5.21. Este mesmo gráfico, ainda apresenta os valores de “n” que foram obtidos em diferentes patamares de deformação, conforme mostrado na tabela V.4. Além disso, esse gráfico também indica que os maiores valores de  $n_i$  foram obtidos pela amostra tratada com maior temperatura de encharque. Este comportamento está de acordo com os valores de WH mostrados na tabela V.3.

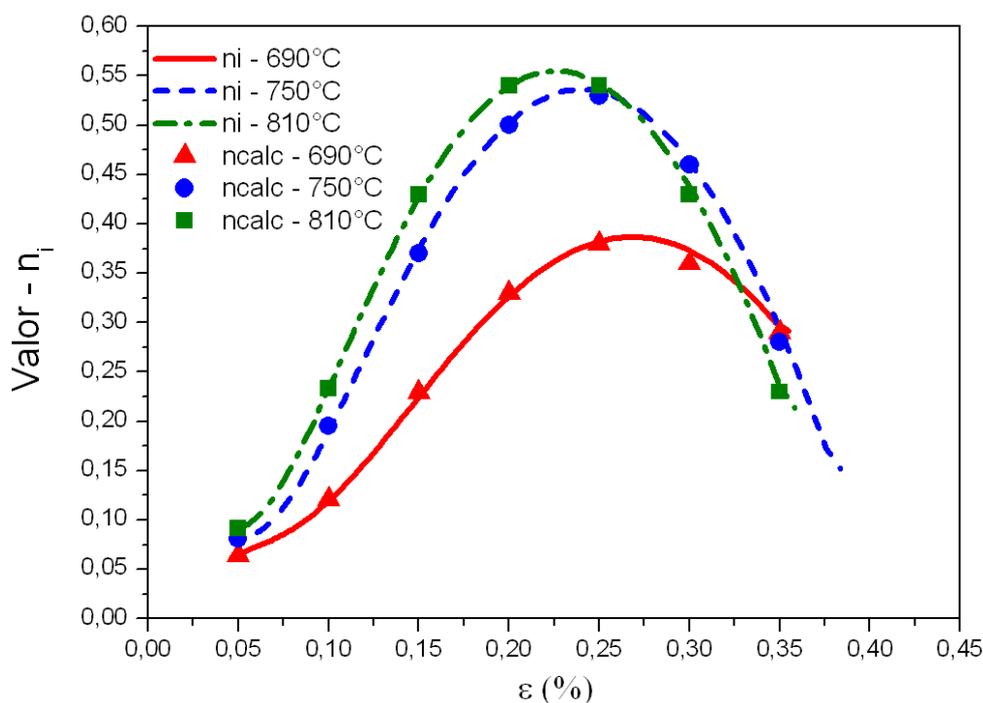


Figura 5.21 – Valor instantâneo de “n” ( $n_i$ ), em função da deformação verdadeira ( $\epsilon$ ) para as amostras de aço TRIP-TWIP recozidas em diferentes temperaturas de encharque. Os dados em símbolos cheios representam o valor de n determinado de acordo com a tabela V.4, e as linhas representam os valores de  $n_i$  ( $d(\ln\sigma)/d(\ln\epsilon)$ ).

Vale ressaltar, que o elevado valor  $n_i$  não necessariamente significa uma maior taxa de encruamento. Por esse motivo, foi feita a análise pelo método Crussard-Jaoul (C-J) que, conforme descrita no item 3.5, é a mais utilizada para representar os materiais com grandes variações de encruamento durante a deformação plástica, especialmente os aços que exibem transformações de fases nesta etapa. A taxa de

encruamento do aço TRIP-TWIP, em função da deformação ( $\epsilon$ ) e da tensão ( $\sigma$ ) está mostrada nos gráficos das figuras 5.22 e 5.23, respectivamente. Observa-se um comportamento similar para as três temperaturas de encharque avaliadas. No entanto, diferentemente da análise feita pelo método de Hollomon, esse gráfico indica que as maiores taxas de encruamento acontecem no início da etapa de deformação plástica. Além disso, na análise C-J feita separadamente para cada temperatura de encharque avaliada, figuras 5.24 até 5.26, é possível observar, através das inflexões nas curvas dos gráficos, que a deformação plástica ocorre em três etapas distintas. A primeira etapa corresponde ao deslizamento das deslocções e à formação e crescimento das maclas no interior do grão austenítico. Já a segunda etapa corresponde ao fenômeno de transformação da austenita em martensita, que é induzido pela deformação plástica. Contudo, observa-se que a taxa de deformação é muito lenta nesta etapa. Finalmente, na terceira etapa tem-se a atuação de ambos os mecanismos até a ruptura da amostra. Essas etapas de deformação também podem ser vistas nos gráficos de tensão verdadeira versus deformação verdadeira, figuras 5.27 até 5.29.

Resultados similares foram observados por Ding, Dini e Jin em estudos relacionados ao comportamento de aços com alto teor de manganês durante a deformação plástica (DING, 2011; DINI, 2010; JIN, 2009). No entanto, alguns desses autores observaram etapas adicionais de deformação, que estão relacionadas ao comportamento do material na fase elástica, a qual não foi avaliada neste estudo.

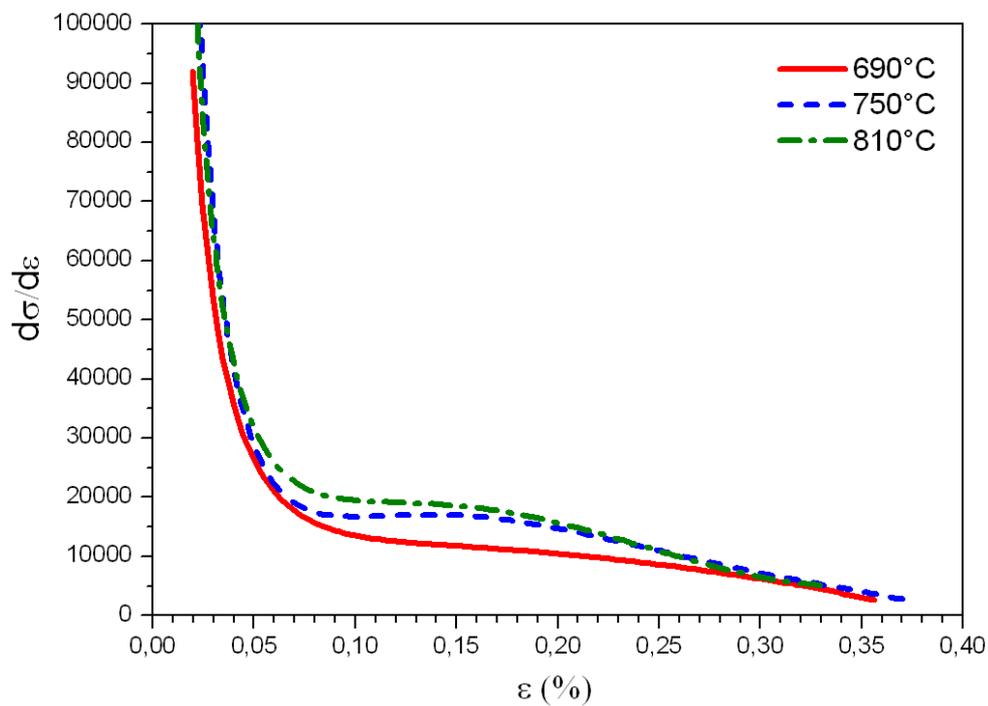


Figura 5.22 – Taxa de encruamento versus deformação ( $\varepsilon$ ) para as amostras de aço TRIP-TWIP recozidas em diferentes temperaturas de encharque.

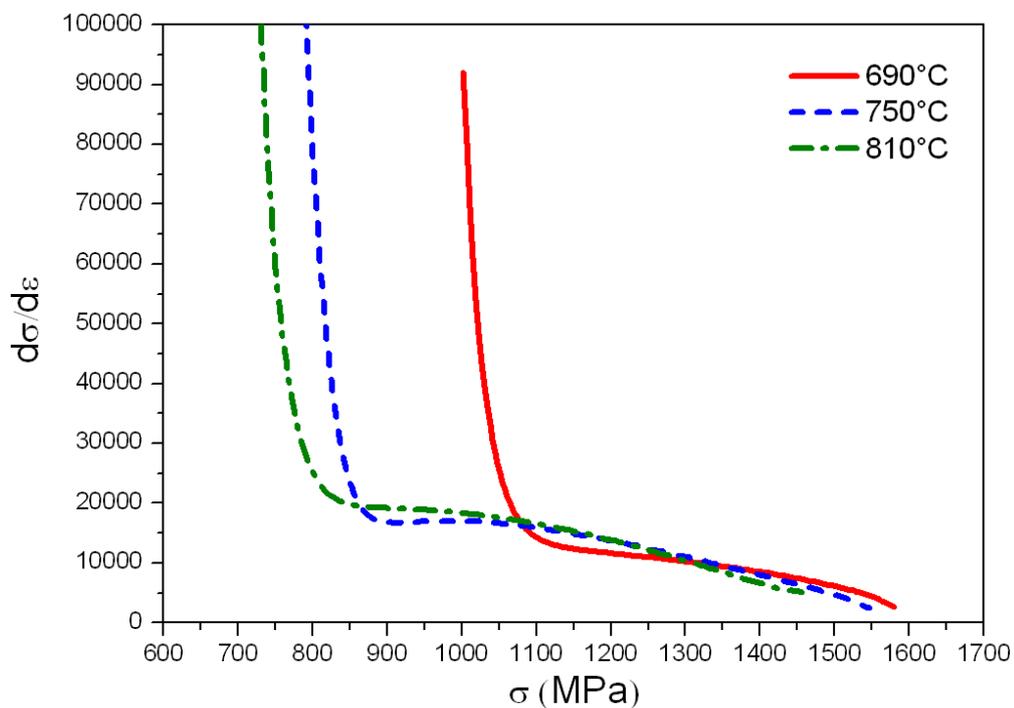


Figura 5.23 – Taxa de encruamento versus tensão ( $\sigma$ ) para as amostras de aço TRIP-TWIP recozidas em diferentes temperaturas de encharque.

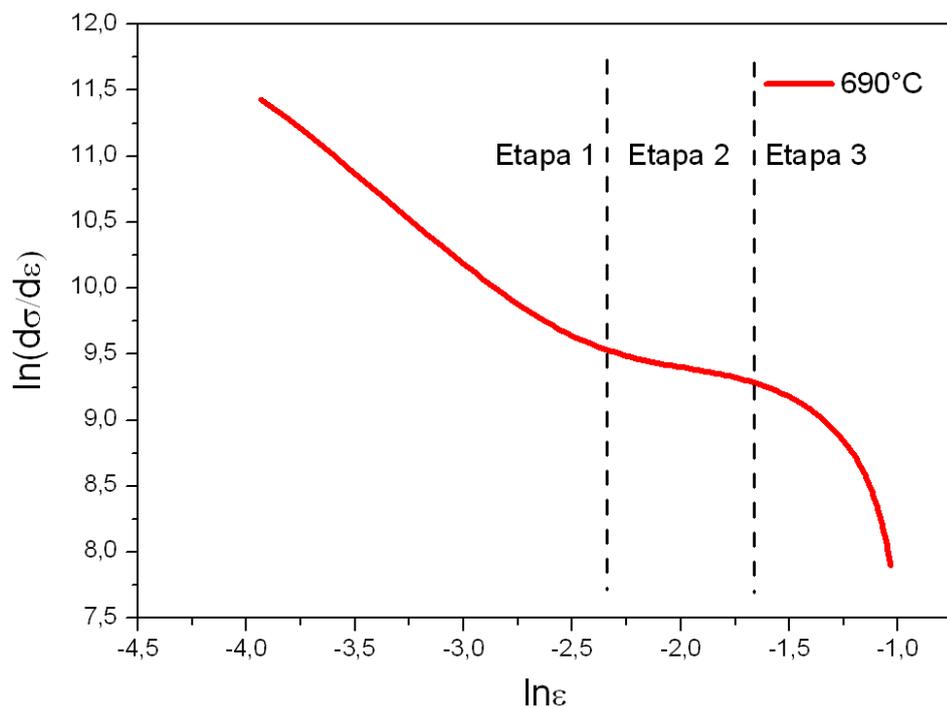


Figura 5.24 – Análise C-J para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 690°C.

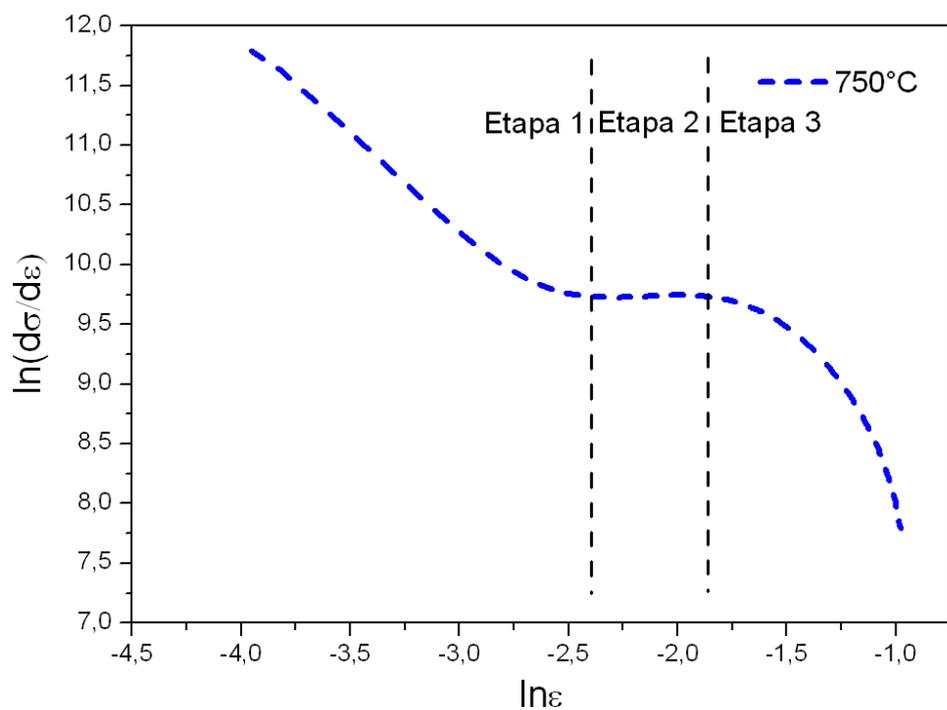


Figura 5.25 – Análise C-J para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 750°C.

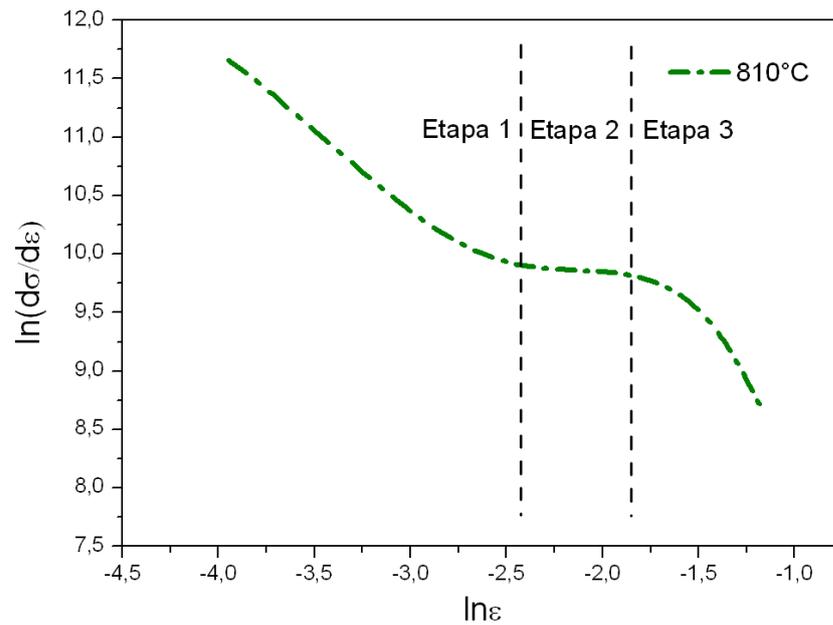


Figura 5.26 – Análise C-J para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque  $810^{\circ}\text{C}$ .

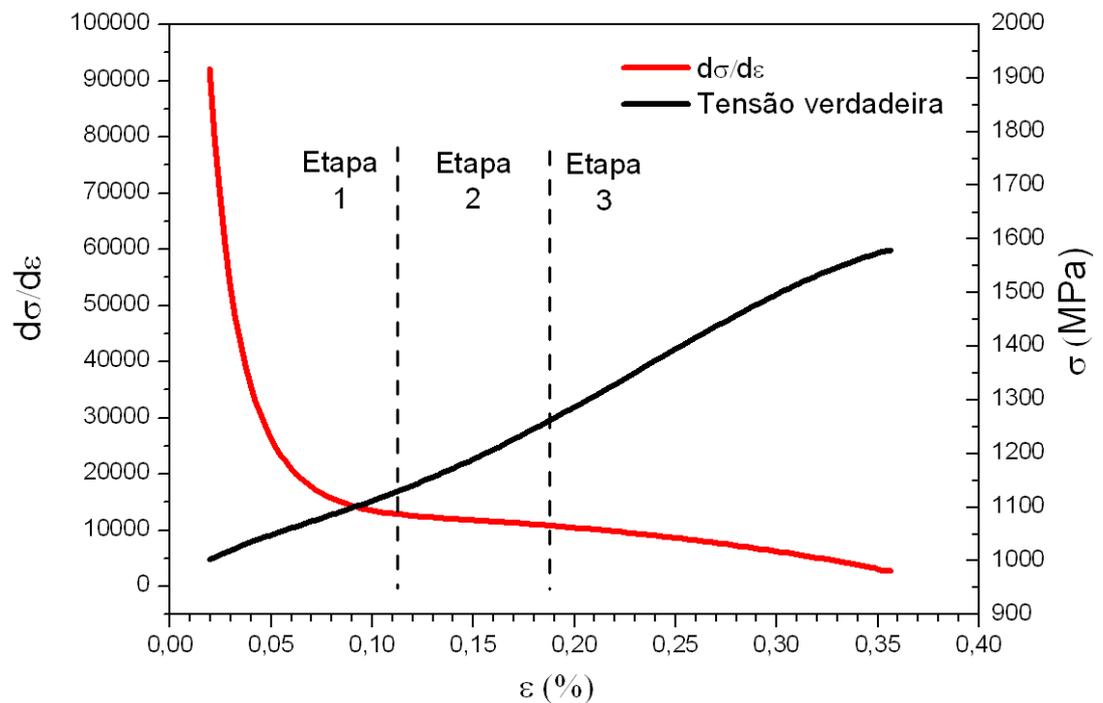


Figura 5.27 – Taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque  $690^{\circ}\text{C}$ .

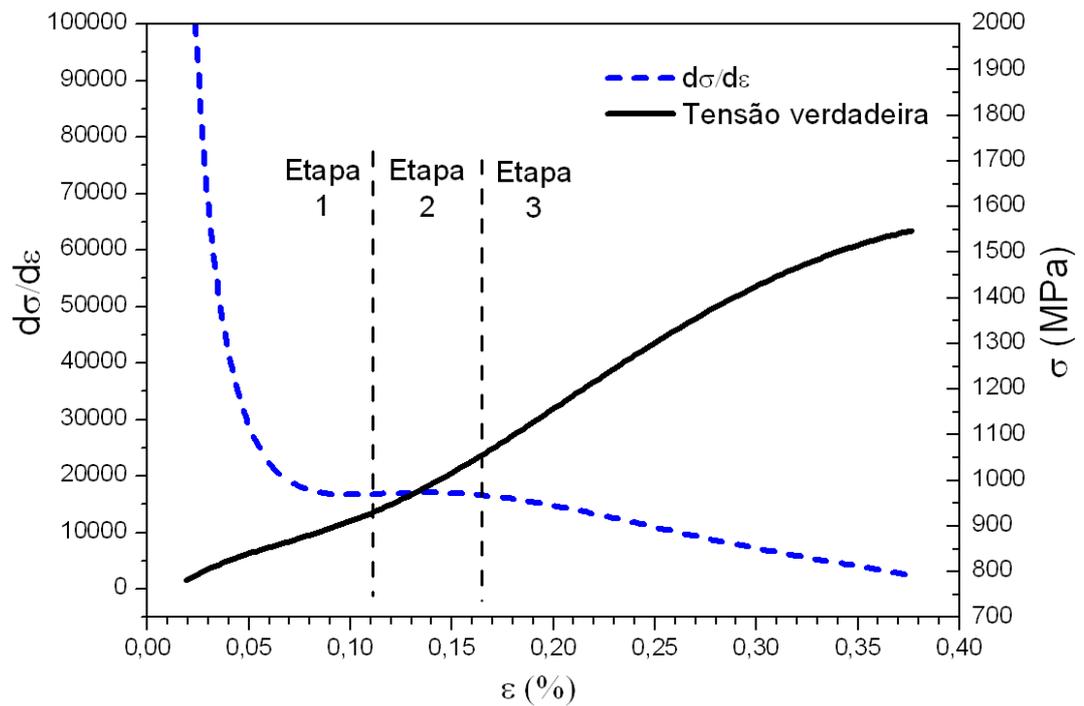


Figura 5.28 – Taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 750°C.

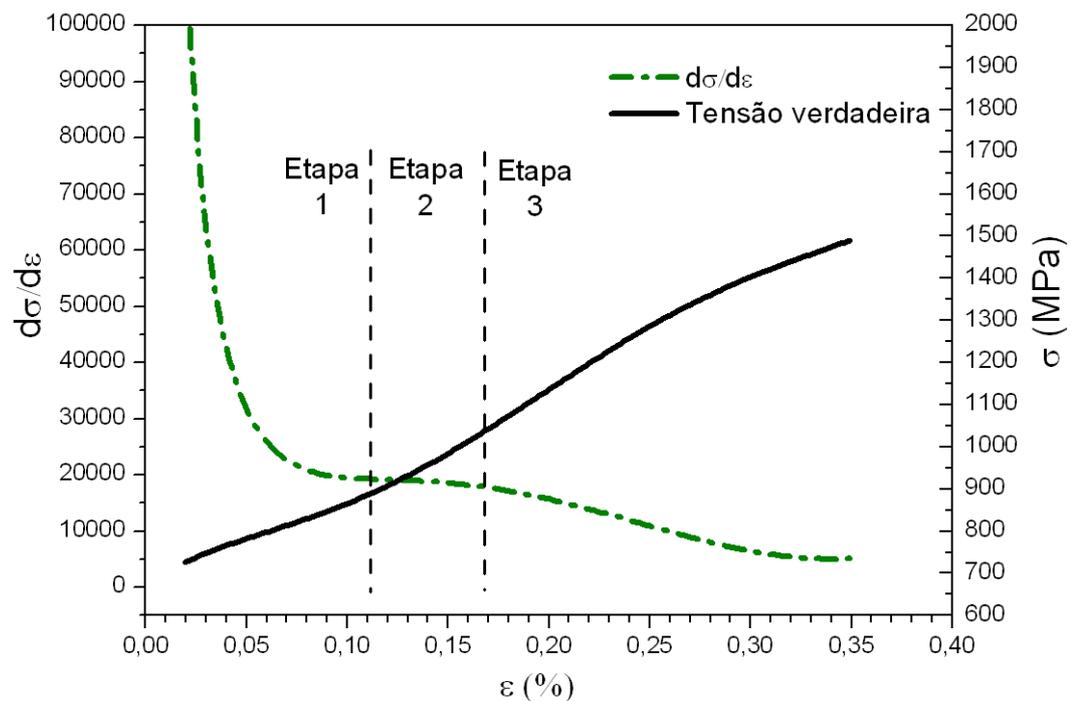


Figura 5.29 – Taxa de encruamento e tensão verdadeira versus deformação verdadeira para a amostra de aço TRIP-TWIP recozida na temperatura de encharque 810°C.

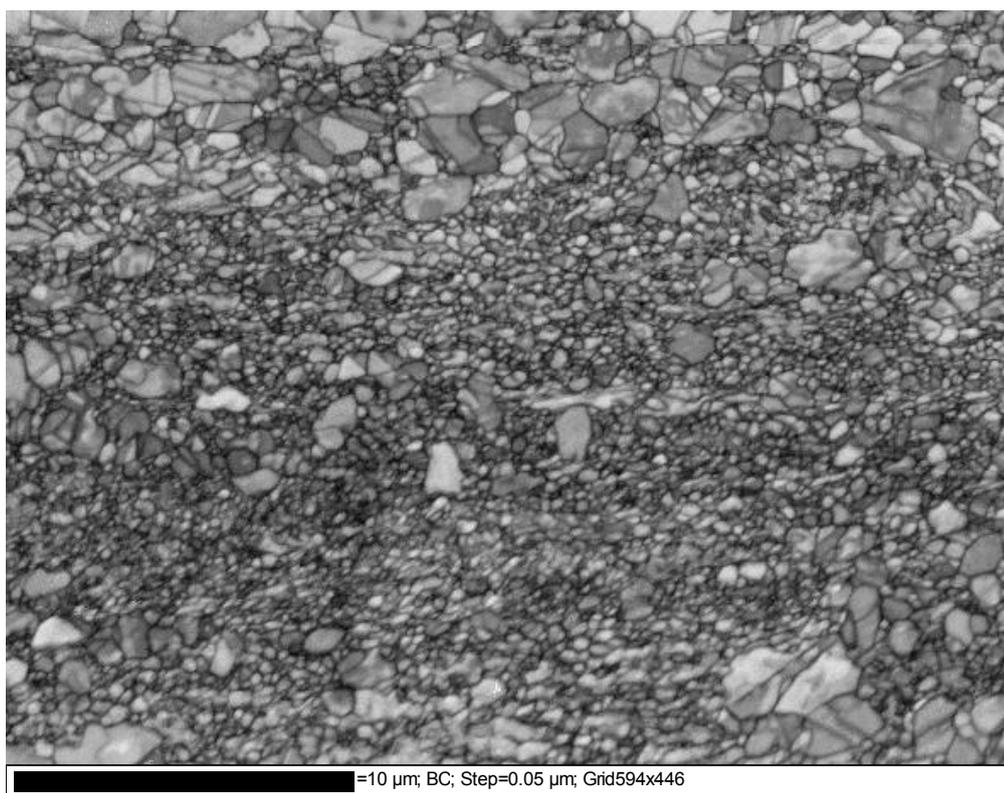
Existem vários fatores que podem influenciar, de maneira significativa, o comportamento mecânico de aços que apresentam os efeitos TRIP e TWIP durante a deformação, como, por exemplo, o tamanho de grão austenítico (DINI, 2010). No presente estudo, não foi feita a medição do tamanho de grão do material em virtude de limitações técnicas no MEV que impossibilitaram as análises via *Electron Backscatter Diffraction* (EBSD). Entretanto, é de conhecimento que o aumento da temperatura de encharque do ciclo de recozimento contínuo favorece o processo de recristalização e, conseqüentemente, o crescimento de grãos. Dentro desse aspecto, acredita-se que o recozimento realizado nas temperaturas de 750°C e 810°C provocou um aumento no tamanho de grão do material, em relação ao recozimento realizado na temperatura de 690°C. Contudo, não foram observadas diferenças significativas entre as propriedades mecânicas dos materiais processados nas temperaturas mais elevadas. Sendo assim, os resultados mostraram que o material processado na temperatura de recozimento de 750°C exibiu a melhor combinação entre propriedades mecânicas e capacidade de encruamento.

#### **5.3.4. Efeito da temperatura de encharque na microestrutura formada no final da etapa de recozimento**

A análise via microscopia óptica não teve capacidade para revelar a microestrutura das amostras após os ciclos de recozimento, pois os grãos mostraram-se bastante refinados, com tamanho de grão em torno de 2  $\mu\text{m}$ . Além disso, os ataques utilizados (nital 4-10% e Vilela) não foram efetivos para revelar a microestrutura do aço. Sendo assim, o aspecto microestrutural das amostras foi obtido por meio de mapa de contraste via EBSD e a identificação de fases pelo método de integração dos picos de austenita, martensita  $\alpha'$  e martensita  $\epsilon$ , identificados nos difratogramas de raios-X. Para isso, foram utilizadas as ferramentas disponíveis no software TOPAS<sup>®</sup> com objetivo de ajustar e integrar os perfis dos padrões de difração de raios-X obtidos nas análises. Os resultados podem ser vistos nas figuras 5.30 a 5.32. Observou-se, de maneira geral, que a microestrutura do aço é bastante refinada. Esse fenômeno, provavelmente, é decorrente da redução de 60% durante a laminação a frio, que foi capaz de aumentar a densidade dos defeitos na rede cristalina e de transformar, por meio de deformação plástica, quase toda austenita presente na microestrutura laminada a quente em martensita  $\alpha'$  deformada. Com isso, a formação de sítios para a nucleação e crescimento da austenita durante o

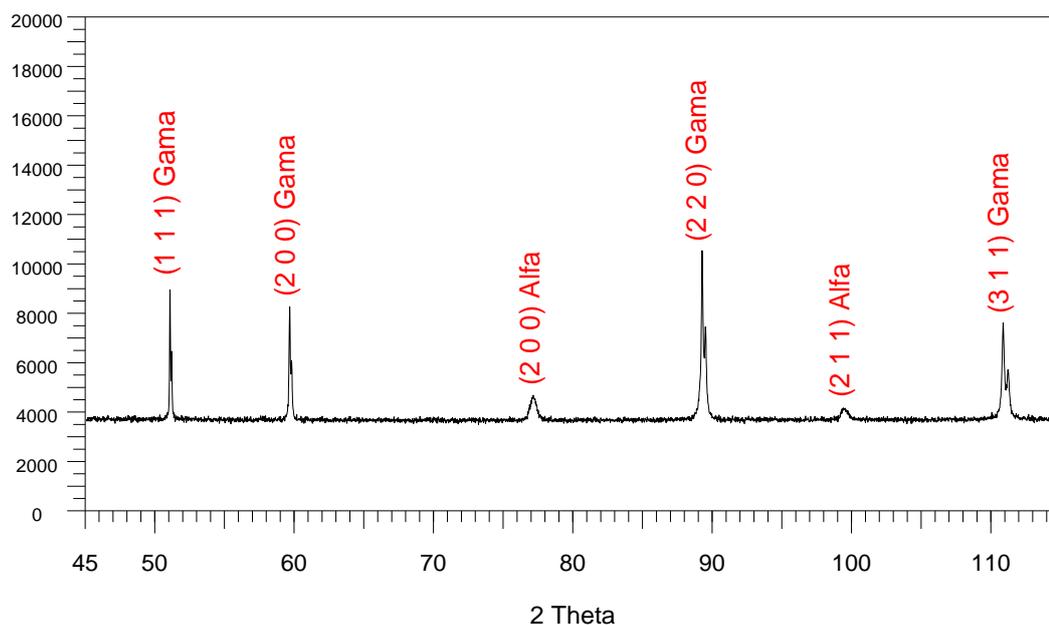
recozimento pode ter sido intensificada, gerando uma estrutura austenítica mais refinada.

Para melhor visualização dos resultados, as quantificações de fases nas diferentes temperaturas de encharque avaliadas estão agrupadas na tabela V.6. Conforme comentado no item 3.2, a microestrutura do aço laminado a frio é composta, majoritariamente, por martensita  $\alpha'$ . Percebeu-se, que boa parte dessa fase retornou para austenita durante o recozimento realizado a 690°C. Entretanto, como se vê na figura 5.30(a), essa temperatura não foi suficientemente alta para promover a recristalização completa da microestrutura. A reversão da martensita para austenita ocorre pelo processo de difusão com nucleação e crescimento de grão (OLSON, 1976; OLSON 1976-A). De acordo com a figura 5.16, na temperatura de 690°C a recristalização e a reversão da martensita  $\alpha'$  para austenita ainda não estão completas. Isso pode justificar a granulação heterogênea da microestrutura nessa temperatura, figura 5.30(a).



(a) Temperatura de recozimento – 690°C

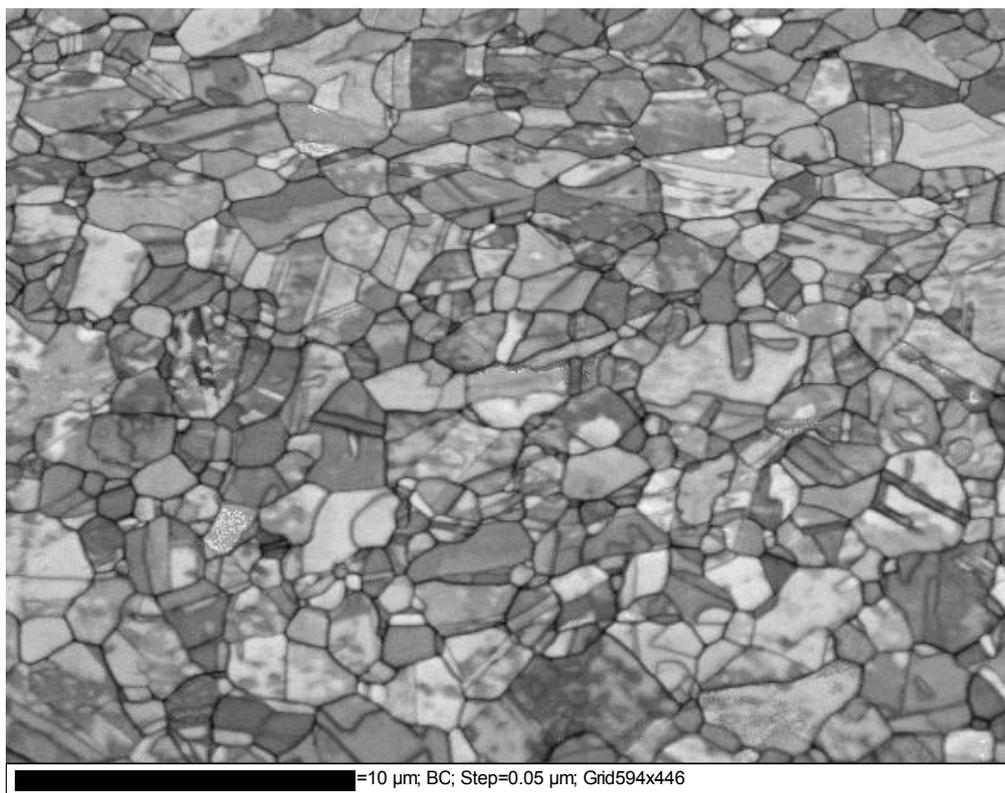
Figura 5.30 – (a) Aspecto microestrutural da amostra que foi submetida ao ciclo de recozimento contínuo na temperatura 690°C e (b) difratograma de raios-X (DRX). Imagem obtida através de mapeamento de contraste via EBSD.



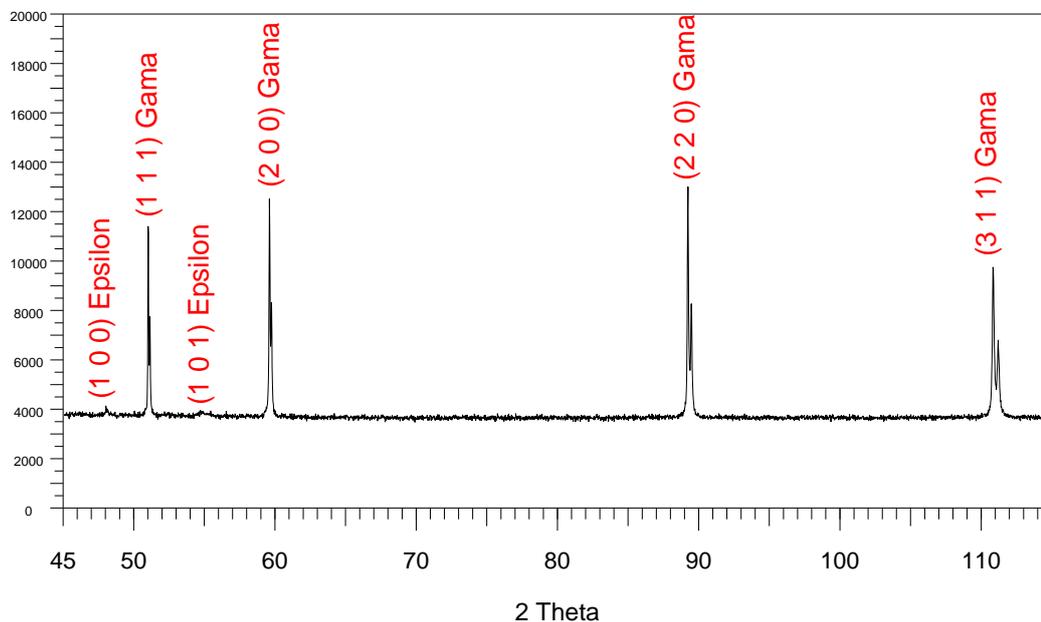
(b) DRX – Amostra recozida a 690°C

Figura 5.30 – Continuação.

A recristalização completa da microestrutura e a dissolução da fase martensita  $\alpha'$  foram percebidas com o aumento da temperatura de encharque para 750°C, figura 5.31. Esse resultado é um indicativo de que toda martensita  $\alpha'$  presente na microestrutura do material laminado a frio retornou para a fase austenítica. Essa transformação se reflete num aumento significativo da fração volumétrica de austenita, em relação ao material recozido a 690°C. O aumento da temperatura de encharque para 810°C, como se vê na figura 5.32 e na tabela V.6, não provocou grandes alterações na microestrutura do material, se comparada com a amostra recozida na temperatura de 750°C. Destaca-se, nestas temperaturas, a formação de uma microestrutura mais homogênea e a presença de maclas de recozimento no interior dos grãos austeníticos. Isso é um indicativo de que a microestrutura do aço apresenta-se, de certa forma, estável durante as variações na temperatura de encharque. Nesse caso, o processamento nas linhas industriais de recozimento contínuo, as quais podem apresentar grandes variações de temperatura dos fornos, principalmente durante o aquecimento e encharque, pode ser facilitado. Esses resultados indicam, da mesma forma que os valores de propriedades mecânicas, que o recozimento realizado na temperatura de 750°C seria suficiente para obter uma microestrutura homogênea e propriedades mecânicas compatíveis com os aços que apresentam os efeitos TRIP e TWIP durante a sua deformação.

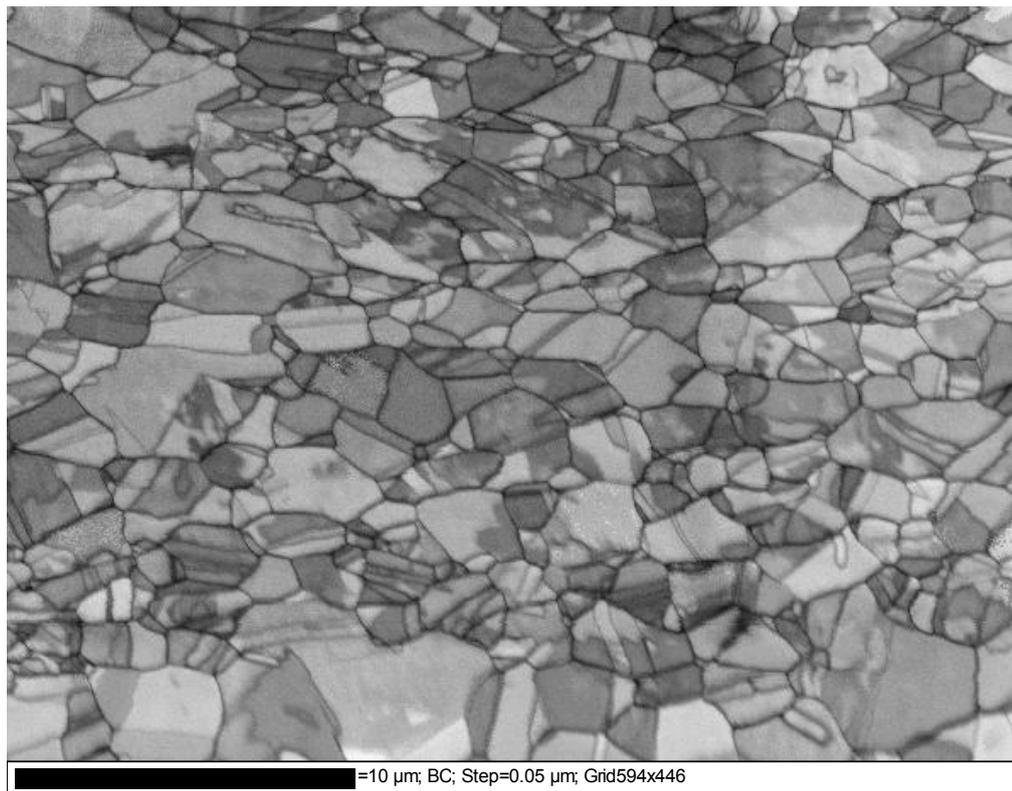


(a) Temperatura de recozimento – 750°C

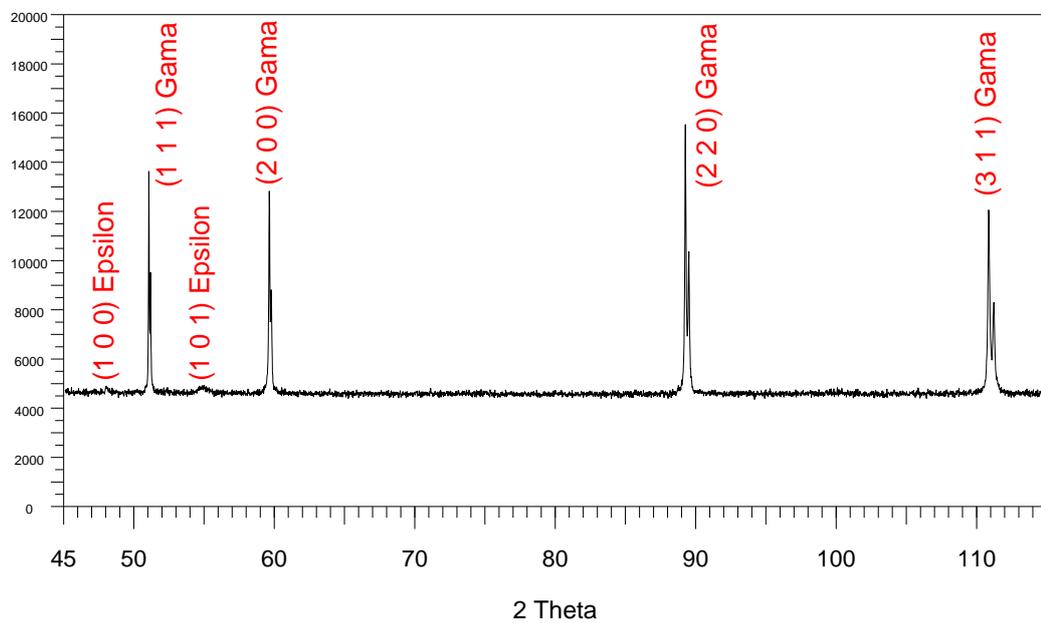


(b) DRX – Amostra recozida a 750°C

Figura 5.31 – (a) Aspecto microestrutural da amostra que foi submetida ao ciclo de recozimento contínuo na temperatura 750°C e (b) difratograma de raios-X (DRX). Imagem obtida através de mapeamento de contraste via EBSD.



(a) Temperatura de recozimento – 810°C



(b) DRX – Amostra recozida a 810°C

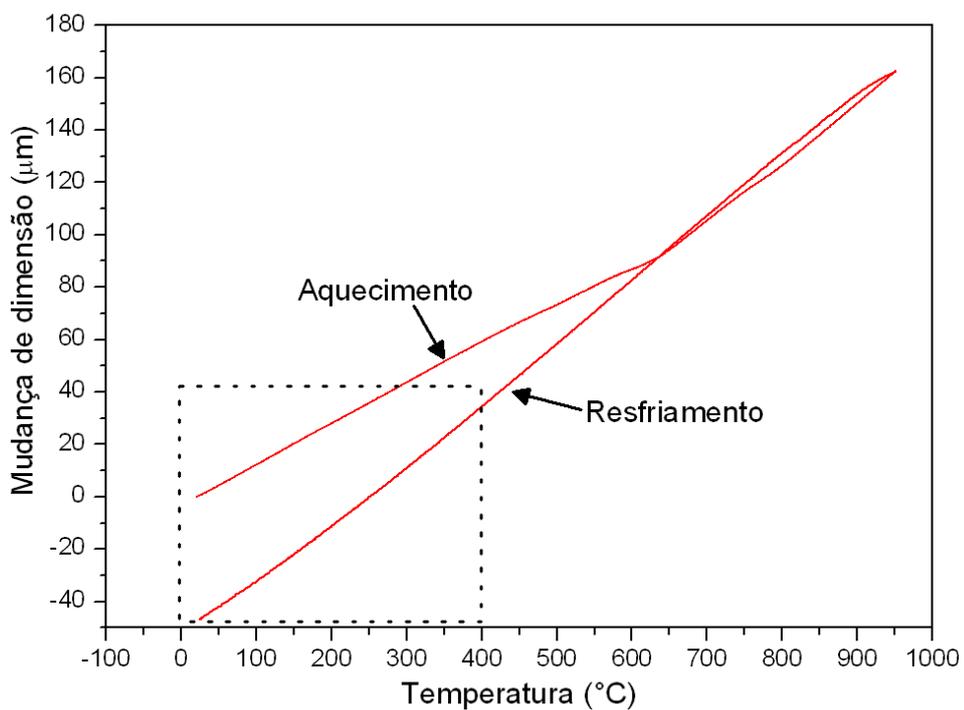
Figura 5.32 – (a) Aspecto microestrutural da amostra que foi submetida ao ciclo de recozimento contínuo na temperatura 810°C e (b) difratograma de raios-X (DRX). Imagem obtida através de mapeamento de contraste via EBSD.

Tabela V.6 – Resultados da análise quantitativa de constituintes formados na microestrutura do aço após as simulações dos ciclos térmicos de recozimento contínuo.

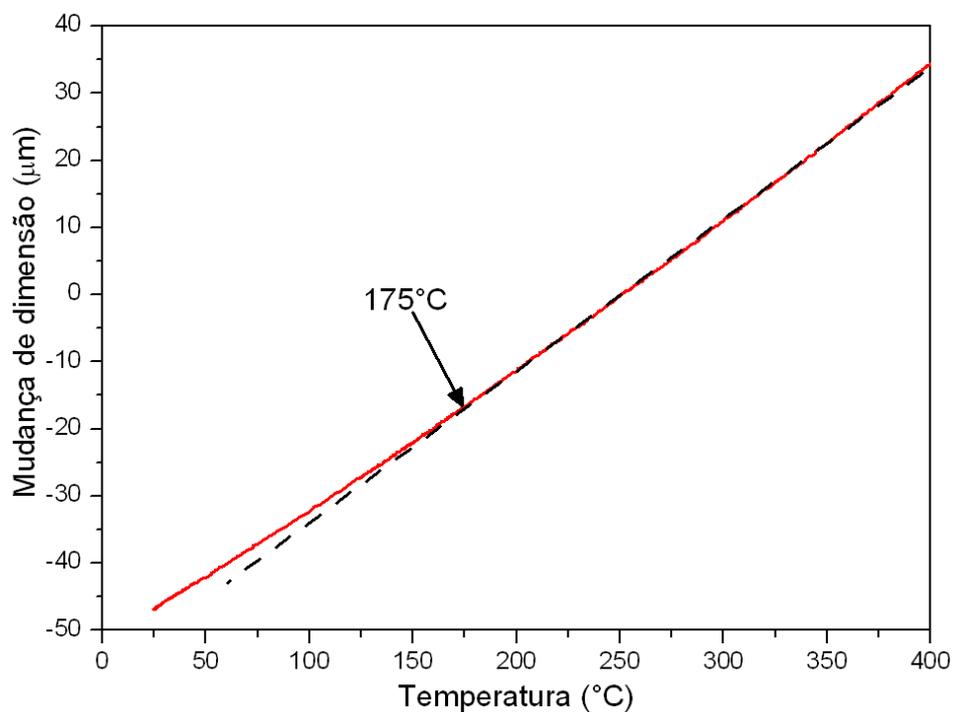
Temperatura de encharque (°C)	Fração volumétrica de fases (%)		
	$\gamma$	$\alpha'$	$\epsilon$
690	83,5	16,5	0,0
750	98,5	0,0	1,5
810	98,1	0,0	1,9

A partir de 750°C foi observada a presença da fase martensita  $\epsilon$  que, provavelmente, formou-se durante a etapa de resfriamento do material e pode ter relação com o crescimento de grão em função do aumento da temperatura de encharque. A ocorrência desse fenômeno é possível, já que a temperatura de início de transformação da martensita  $\epsilon$  ( $M_{\epsilon s}$ ) para a liga estudada, calculada conforme descrito no item 4.3.2, equação 6, é de 172,7°C.

Além disso, a temperatura de transformação desse constituinte foi obtida por dilatometria, conforme descrito no procedimento do item 4.3.2. Na figura 5.33 é possível indicar, através da inflexão da curva, que a temperatura de início de transformação da martensita ocorreu em torno de 175°C. Nota-se que o valor de dilatometria é bastante próximo do encontrado por meio da equação 6 de Yang.



(a) Mudança de dimensão do corpo de prova



(b) Detalhe de (a)

Figura 5.33 – Variação da dimensão do corpo de prova, em dilatometria, durante o aquecimento contínuo seguido de resfriamento brusco.

### 5.3.5. Efeito da temperatura de encharque no mecanismo de deformação plástica

Para avaliar o efeito da temperatura de encharque no mecanismo de deformação plástica do aço TRIP-TWIP pretendia-se conjugar os resultados das análises via difratometria de raios-X com os resultados das análises via MEV/EBDS. Entretanto, conforme comentado no item anterior, não foi possível obter bons resultados de quantificação de fases via EBSD. Assim, a quantificação de fases das amostras simuladas nesta etapa do estudo também foi feita utilizando a mesma metodologia citada no item anterior.

Os espectros obtidos por difratometria de raios-X após análises das amostras recozidas e deformadas plasticamente em diferentes condições podem ser vistos nas figuras 5.34 a 5.36. Nota-se, para cada temperatura de recozimento avaliada, a influência da deformação plástica na intensidade dos picos do difratograma. Nos gráficos das figuras 5.37 a 5.39 é mostrada a evolução da microestrutura, através da quantificação das fases identificadas nestes difratogramas. Observou-se, de modo geral, que o aumento na quantidade de deformação plástica propiciou um aumento significativo no teor de martensita  $\alpha'$  em detrimento à quantidade de austenita, para as três temperaturas de recozimento avaliadas. O mecanismo de deformação plástica, neste caso, foi regido, principalmente, pela transformação da austenita metaestável presente na microestrutura, em martensita do tipo  $\alpha'$ . Sendo assim pode-se dizer que o efeito TRIP foi predominante durante a etapa de deformação. Entretanto, sabe-se que somente a atuação do efeito TRIP como mecanismo de deformação, não seria capaz de promover grandes deformações plásticas, em função da transformação de fase e, conseqüentemente, endurecimento do material. A liga avaliada neste estudo apresentou alongamento relativamente alto (cerca de 45%). Com isso, é provável que o efeito TWIP tenha ocorrido juntamente com o efeito TRIP, embora não pudesse ter sido evidenciado na microestrutura do material deformado em função das limitações nas análises via EBSD.

O aumento na temperatura de recozimento favoreceu, conforme comentado anteriormente, a formação de austenita na microestrutura do material. Contudo, conforme se observa nas figuras 5.40 a 5.42, a influência desse parâmetro na quantidade de austenita e martensita  $\alpha'$  é percebido, em termos de quantificação de fases, somente até 20% de deformação plástica. A partir desse valor de

deformação não foi notada a influência da temperatura de encharque no mecanismo de deformação plástica. Já em relação à martensita  $\varepsilon$ , observa-se, que o aumento na temperatura de encharque indica uma tendência de aumento nesta fase após 5% de deformação, figura 5.42. Entretanto, percebe-se que o aumento da deformação plástica tende a diminuir o teor dessa fase. Esse comportamento pode ser explicado pela transformação indireta da austenita em martensita  $\alpha'$ . Essa transformação, de acordo com Van Tol e Cooman, pode ter relação com a baixa EFE ( $<15 \text{ mJ/m}^2$ ) do material (VAN TOL, 2012; COOMAN, 2011). No caso do material avaliado, a EFE calculada, conforme comentado no item 5.3.1 foi de  $12,5 \text{ mJ/m}^2$ . Sendo assim, esses resultados sugerem que a transformação martensítica pode ter ocorrido obedecendo a sequência  $\gamma(\text{CFC}) \rightarrow M\varepsilon(\text{HC}) \rightarrow M\alpha'(\text{CCC})$ .

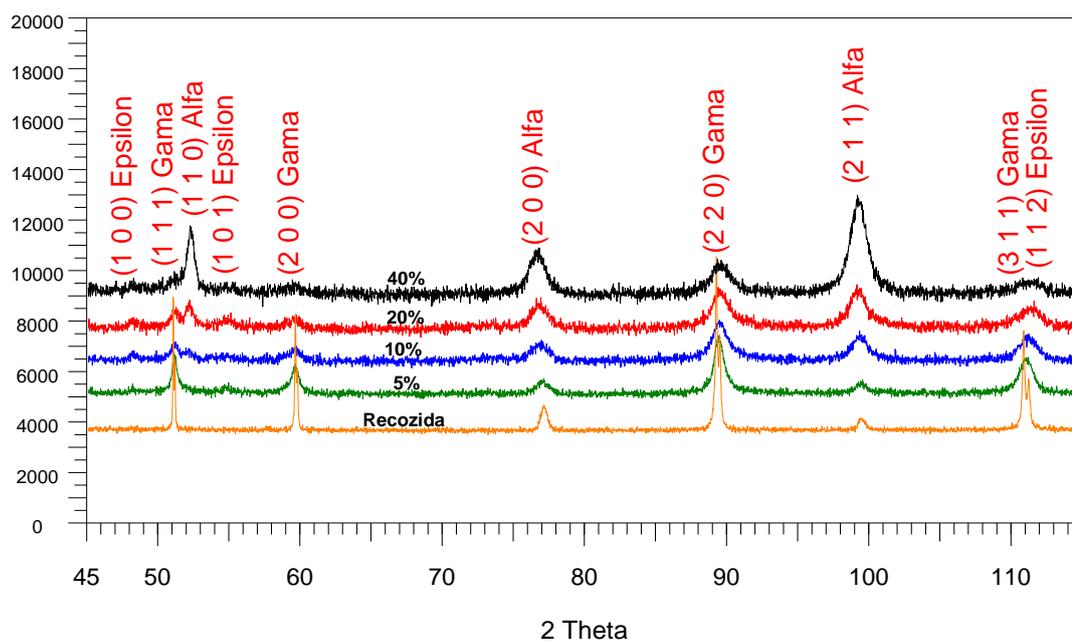


Figura 5.34 – Difratoformas de raios-X de amostras recozidas na temperatura de encharque de 690°C e deformada plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).

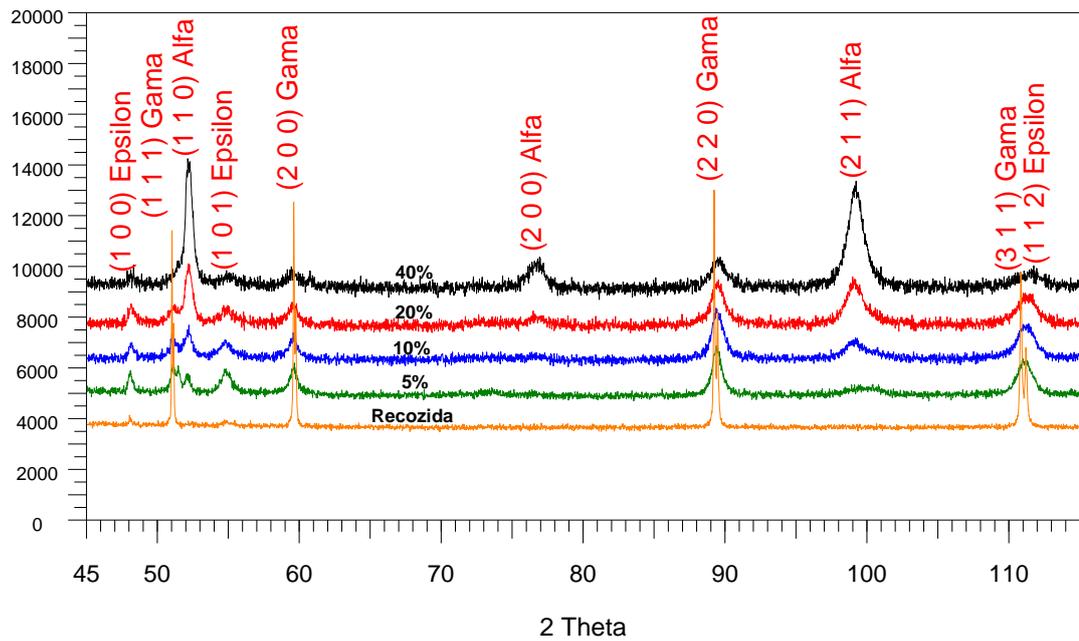


Figura 5.35 – Difratomogramas de raios-X de amostras recozidas na temperatura de encharque de 750°C e deformada plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).

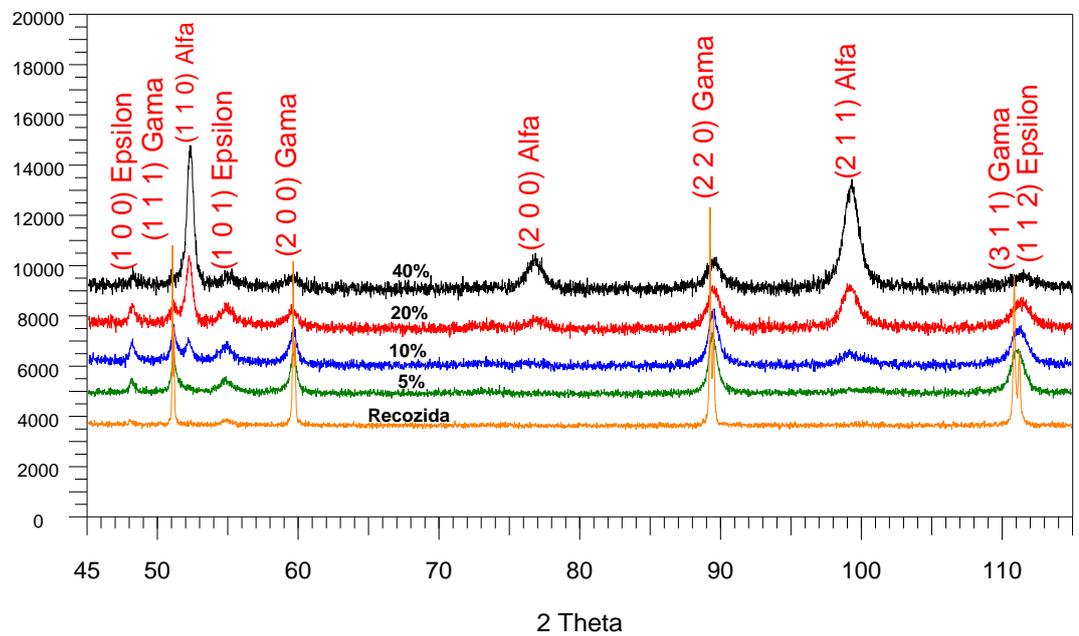


Figura 5.36 – Difratomogramas de raios-X de amostras recozidas na temperatura de encharque de 810°C e deformada plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).

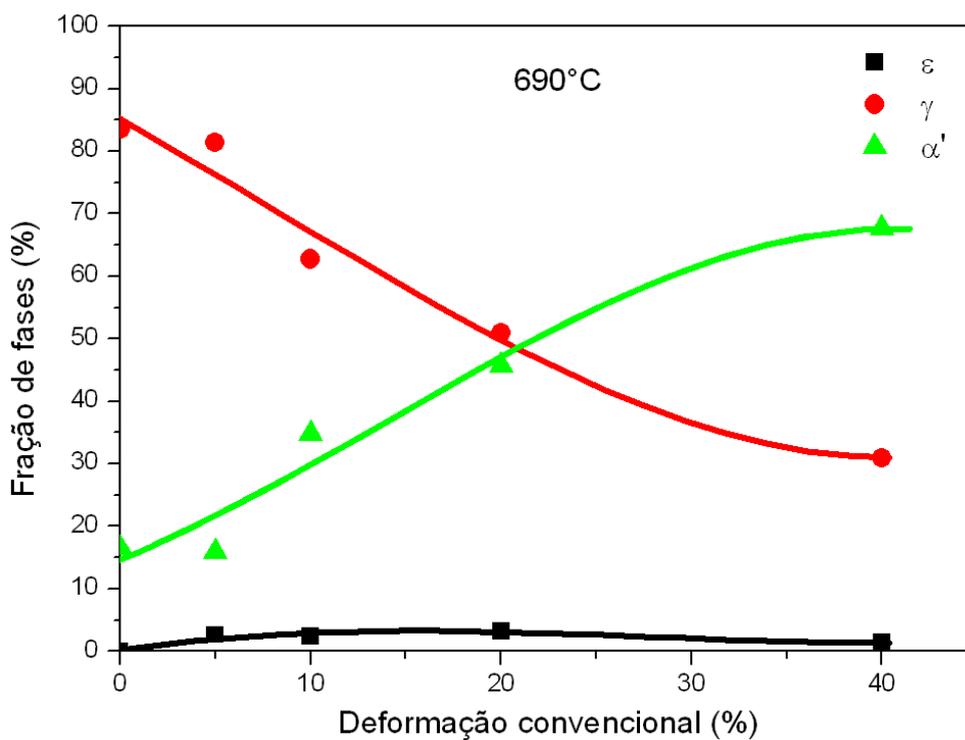


Figura 5.37 – Evolução microestrutural das amostras recozidas na temperatura de encharque de 690°C e deformadas plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).

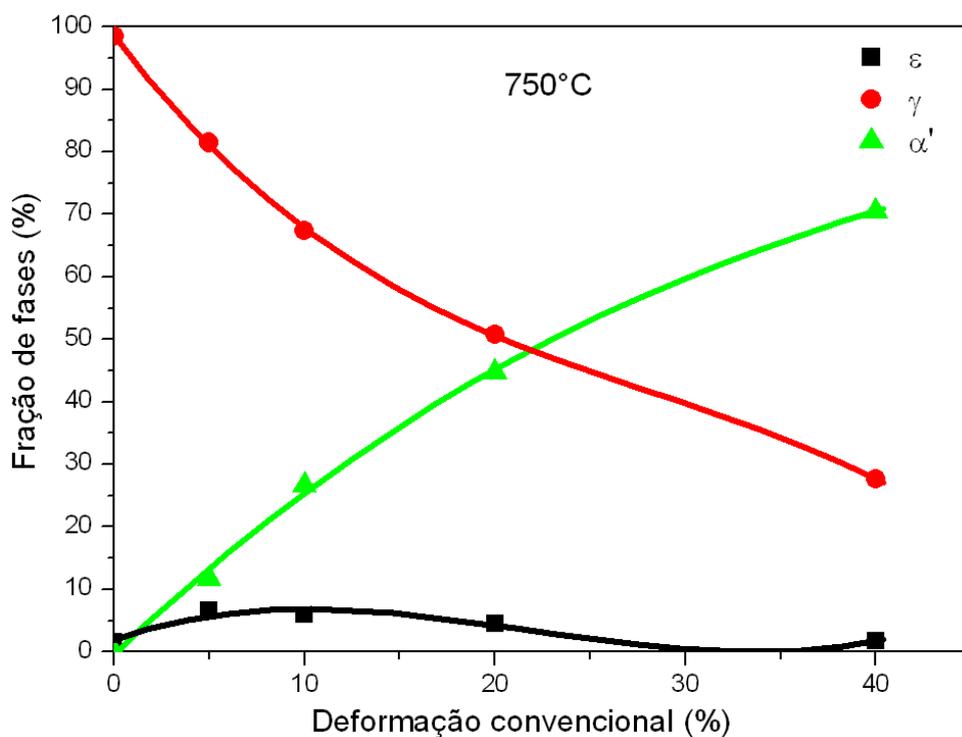


Figura 5.38 – Evolução microestrutural das amostras recozidas na temperatura de encharque de 750°C e deformadas plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).

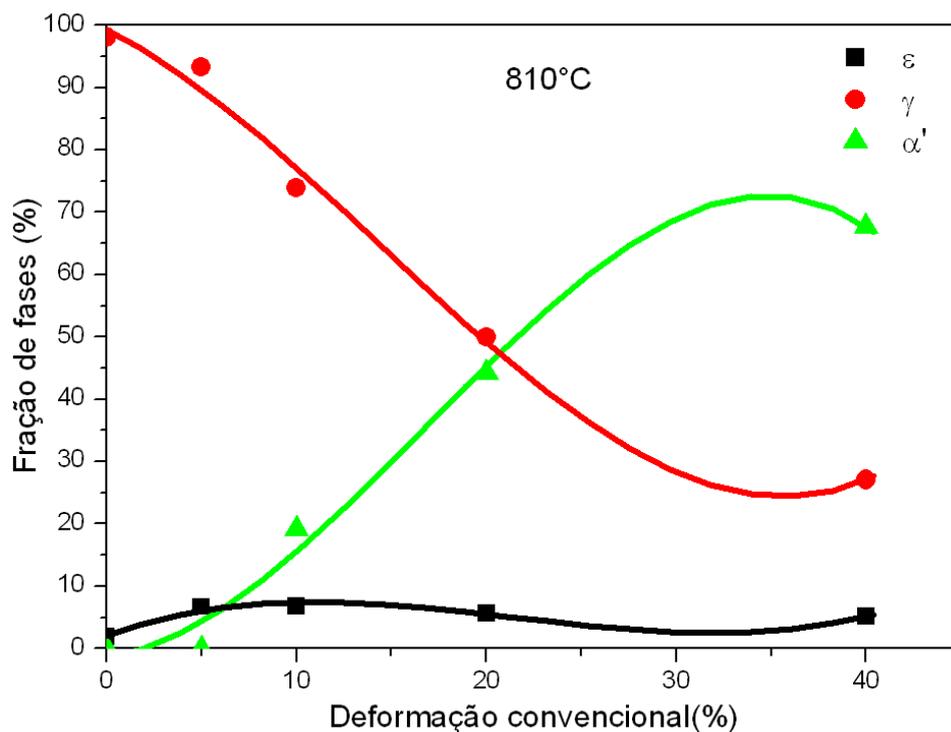


Figura 5.39 – Evolução microestrutural das amostras recozidas na temperatura de encharque de 810°C e deformadas plasticamente (5%, 10%, 20% e 40%).

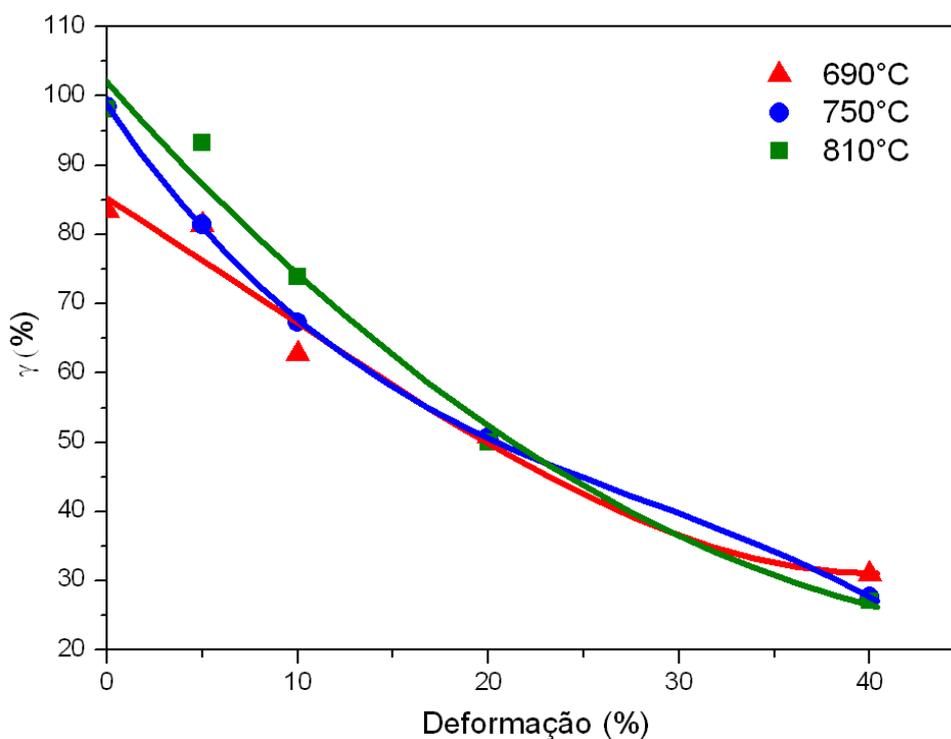


Figura 5.40 – Evolução da fase austenita em função da deformação plástica, para as amostras recozidas em diferentes temperaturas de encharque.

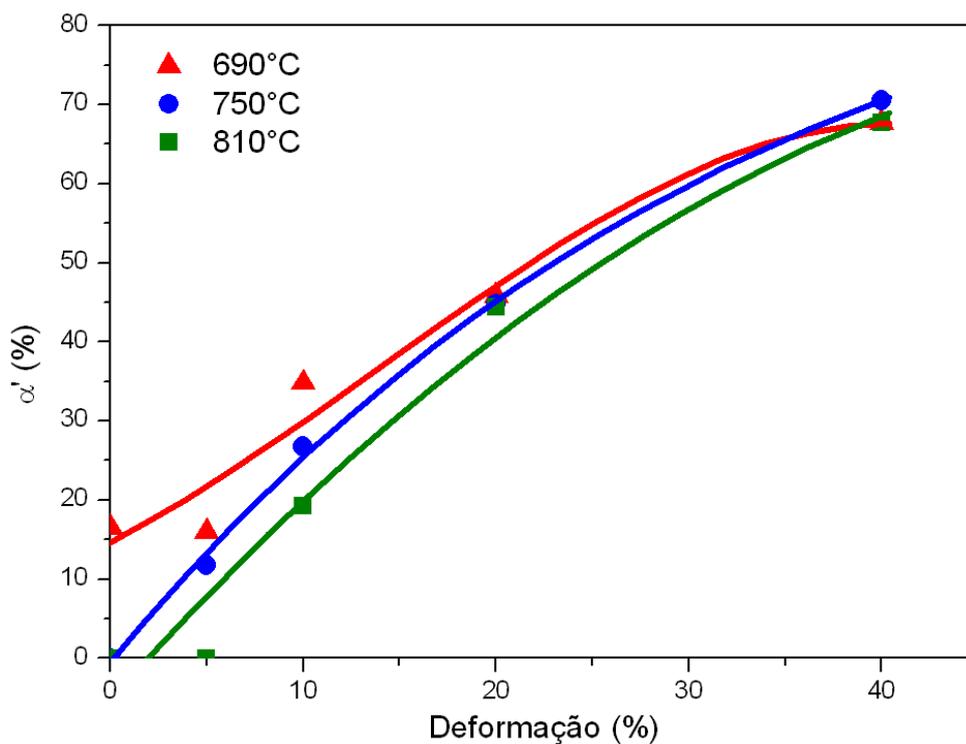


Figura 5.41 – Evolução da fase martensita  $\alpha'$  em função da deformação plástica, para as amostras recozidas em diferentes temperaturas de encharque.

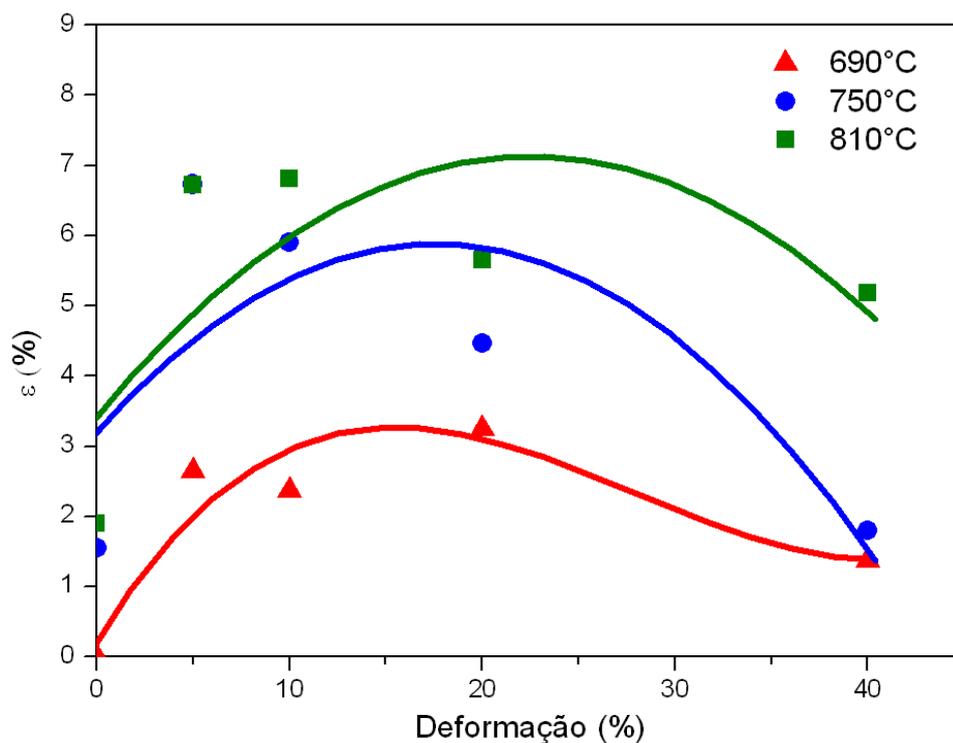


Figura 5.42 – Evolução da fase martensita  $\varepsilon$  em função da deformação plástica, para as amostras recozidas em diferentes temperaturas de encharque.

## 6. CONCLUSÕES

A avaliação do processamento de uma liga de aço TRIP-TWIP, com 0,06%C, 17%Mn, 3%Si e 1,5%Al, em escala piloto no Centro de Tecnologia da Usiminas permitiu concluir que:

- As características nada convencionais desse tipo de liga apontam, de maneira geral, para um processamento industrial dificultoso, principalmente nas etapas de lingotamento e laminações. Essa complexidade no processamento do material, aliada à sua escassa demanda justifica a não recomendação de um plano de experiência para o processamento industrial de aços TRIP-TWIP dessa concepção na Usiminas. Entretanto, estudos mais recentes apresentados na *2nd International Conference on High Manganese Steel – HMnS 2014* direcionam as pesquisas para o desenvolvimento de ligas com teores de Mn abaixo de 10% (HANAMURA, 2014; KAWASAKI, 2014; STEINER, 2014). Provavelmente, essa nova concepção de liga pode ser uma alternativa para viabilizar, tecnicamente e economicamente, o processamento industrial de aços que associam alta resistência mecânica com elevada ductilidade.
- A liga avaliada apresentou baixa viscosidade com temperatura de vazamento em torno de 1500°C, utilizando o FFA. Percebeu-se que o primeiro lingote produzido apresentou vários defeitos superficiais, tais como, pele de elefante, gota fria, superfície esponjosa, trincas de contração, trincas de solidificação e trincas térmicas. O aumento da temperatura de vazamento para 1690°C, durante o vazamento da segunda corrida, não propiciou melhoras na qualidade interna e nem no aspecto superficial do lingote. Foi feita uma terceira tentativa fundindo uma placa em molde de areia e os resultados também não foram satisfatórios. Assim, somente o primeiro lingote produzido foi aproveitado.
- Os defeitos internos do primeiro lingote foram caldeados durante etapa de laminação a quente, após reaquecimento do material até 1250°C. Nessa etapa, a temperatura do último passe foi em torno de 930°C, com carga de laminação de, aproximadamente, 96 t. Na segunda etapa de laminação a temperatura final foi de 930°C e a carga chegou a 102 t. Já durante a laminação a frio, a carga do laminador alcançou picos da ordem de 200 t, que são valores superiores aos alcançados durante a laminação de aços DP1000 e TRIP780, 130 t e 110 t, respectivamente.

- Ao analisar a resistência à deformação do aço TRIP-TWIP durante a simulação da deformação a quente por compressão cilíndrica, percebeu-se que os parâmetros avaliados, intervalo de tempo entre os passes e a temperatura de deformação, exerceram grande influência na resistência à deformação ( $Kf_{Max}$ ), indicando que o aço estudado possui grande capacidade de amaciamento, principalmente em temperaturas mais altas. Observou-se também, que o nível da tensão de recarregamento ( $\sigma_r$ ) diminui na medida em que o tempo entre passes aumenta. Isto ocorre porque existe tempo suficiente entre os passes para que a recuperação e a recristalização estática restaurem o material. Sendo assim, é provável que a etapa de laminação a quente do aço TRIP-TWIP seja favorecida em temperaturas mais altas e tempos entre passes mais longos.
- A quantificação das fases revelou que a microestrutura do aço laminado a quente é composta por 91,6% de austenita, 7,7% de martensita  $\alpha'$  e 0,7% de martensita  $\epsilon$ . A presença de martensita do tipo  $\alpha'$  e  $\epsilon$  na microestrutura do aço pode ser explicada pelo valor da EFE obtido para a liga estudada, da ordem de 12,5 mJ/m<sup>2</sup>.
- A microestrutura do aço no final da etapa de laminação a frio é composta por grãos deformados e alongados de martensita  $\alpha'$  (97,7%) e austenita (2,3%). Essa microestrutura é resultado da transformação de quase toda austenita (91,6%) e de toda martensita  $\epsilon$  (0,7%) presentes na microestrutura do aço laminado a quente. Isso significa dizer, que o mecanismo de transformação por deformação plástica (efeito TRIP) teve forte atuação nessa etapa do processo. A ausência da martensita  $\epsilon$  na microestrutura do aço laminado a frio pode ter relação com a deformação de 60% que, aparentemente, foi alta o suficiente para elevar a energia de falha de empilhamento, favorecendo a transformação da martensita  $\alpha'$ . Contudo, é provável que essa transformação tenha ocorrido a partir da interseção entre finas ripas de martensita  $\epsilon$ , de acordo com a sequência  $\gamma \rightarrow M\epsilon \rightarrow M\alpha'$ .
- Durante o aquecimento contínuo, o retorno da martensita  $\alpha'$  para a austenita ocorreu entre as temperaturas de 550°C e 720°C. Na temperatura de 750°C o material encontra-se 50% recristalizado e a 840°C o processo de recristalização se completa. A rápida recristalização notada durante o aquecimento contínuo desse tipo de aço pode ter relação com a alta taxa de encruamento (60%)

durante a laminação a frio. Além disso, a baixa EFE contribui para o deslizamento transversal e a formação de subgrãos devido à deformação, o que facilita o processo de recristalização do aço.

- O aumento da temperatura de encharque promoveu um aumento significativo no valor de WH. Por outro lado, a capacidade de encruamento do material diminuiu. Já os valores de LR não foram afetados pela variação na temperatura de encharque de 690°C para 810°C. Contudo, observa-se que o LE reduziu em torno de 300 MPa. Esse comportamento pode ser explicado pelo retorno da fase martensita  $\alpha'$  para a fase austenítica, que ocorreu na faixa de temperatura entre 550°C e 720°C durante o aquecimento contínuo. Provavelmente, o recozimento realizado na temperatura de 690°C não foi efetivo para completar a recristalização e promover a formação e o crescimento de novos grãos de austenita no material. Além disso, o aumento na temperatura de recozimento promove o surgimento de novos grãos e, conseqüentemente as maclas mecânicas formadas durante a laminação a frio são eliminadas e com isso, o LE do material tende a reduzir.
- Os resultados mostraram que o material processado na temperatura de recozimento de 750°C exibiu a melhor combinação entre propriedades mecânicas e capacidade de encruamento. Além disso, essa temperatura é suficiente para obter uma microestrutura homogênea e valores de propriedades mecânicas compatíveis com os aços que apresentam o efeito TRIP-TWIP durante a sua deformação.
- O aumento na quantidade de deformação plástica, de modo geral, propiciou um aumento significativo no teor de martensita  $\alpha'$  em detrimento à quantidade de austenita, para as três temperaturas de recozimento avaliadas (690°C, 750°C e 810°C). O mecanismo de deformação plástica, neste caso, foi regido, principalmente, pela transformação da austenita metaestável presente na microestrutura, em martensita do tipo  $\alpha'$ . Sendo assim, pode-se dizer que o efeito TRIP foi predominante durante a etapa de deformação. Entretanto, sabe-se que somente a atuação do efeito TRIP como mecanismo de deformação, não seria capaz de promover grandes deformações plásticas, em função da transformação de fase e, conseqüentemente, endurecimento do material. A liga avaliada neste estudo apresentou alongamento relativamente alto (cerca de 45%). Com isso, é provável que o efeito TWIP, embora não pudesse ter sido

evidenciado na microestrutura do material deformado, em função das limitações nas análises via EBSD, tenha ocorrido juntamente com o efeito TRIP.

- O aumento na temperatura de recozimento favoreceu a formação de austenita na microestrutura do material. Contudo, a influência desse parâmetro na quantidade de austenita e martensita  $\alpha'$  é observada, em termos de quantificação de fases, somente até 20% de deformação plástica. A partir desse valor de deformação não foi observada influência da temperatura de encharque no mecanismo de deformação plástica. Já em relação à martensita  $\epsilon$ , observa-se, para todas as temperaturas avaliadas, um aumento significativo nesta fase após 5% de deformação.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ABBASI, M., KHEIRANDISH, S., KHARRAZI, Y., HEJAZI, J. – The Fracture and Plastic Deformation of Aluminum Alloyed Hadfield Steels. *Materials Science and Engineering: A*, v. 513-514, p. 72-76, July 2009.
- ASTM A-370 – Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. ASTM, 2009.
- ASTM E-092 – Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. ASTM, 2003.
- AUTOSTEEL – AHSS 101 the Evolving Use of Advanced High-Strength Steels for Automotive Applications 2011, em: <http://www.autosteel.org>, acesso em 02 de abril de 2012.
- CAHN, R. W. – Recovery and Recrystallization, In *Physical Metallurgy*; p. 925, 1965.
- CALLISTER, W. D. – *Materials Science and Engineering – 7th edition*, New York, EUA: John Wiley & Sons, Inc., 2007.
- CHEN, L.; ZHAO, Y.; QIN, X. – Some Aspects of High Manganese Twinning-Induced Plasticity (TWIP) Steel. *A Review Acta Metall. Sin.* v. 26, n.1, p. 1-15, February, 2013.
- COOMAN, B. C.; CHIN, K. G.; KIM, J. – High Mn TWIP Steels for Automotive Applications, 2011. DOI: 10.5772/14086.
- COTTERILL, P.; MOULD, P. R. – *Recrystallization and Grain growth in Metals*. Surrey Univ. Press, p. 6, 1976.
- DAVENORT S. B., SILK, N. J., SPARKS, C. N.; SELLARS C. M. – *Materials Science and Technology*, v. 16, p. 539-546, 2000.
- DIETER, G. E. – *Metalurgia Mecânica – 2ª edição*, Rio de Janeiro, RJ: Guanabara Dois, p.118-120, 1981.
- DINI, G.; NAJAFIZADEH, A.; MONIR-VAGHEFI, S. M.; UEJI, R. – Grain Size Effect on the Martensite Formation in a High-Manganese TWIP Steel by the Rietveld Method – *Journal Material Science and Technology*, v. 26, p. 181-186, 2010.
- DINI, G.; NAJAFIZADEH, A.; UEJI, R.; MONIR-VAGHEFI, S. M. – Tensile Deformation Behavior of High Manganese Austenitic Steel: The Role of Grain Size – *Journal Material Science and Technology*, v. 31, p. 3395-3492, 2010.
- DING, H.; DING, H.; SONG, D.; TANG, Z.; YANG, P. – Strain Hardening Behavior of a TRIP/TWIP Steel with 18.8% Mn. *Material Science and Engineering A*, 528, p. 3395-3402, 2011.
- DJAIC, R. A. P.; JONAS, J. J. – Recrystallization of High Carbon Steel Between Intervals of High Temperature Deformation. *Metallurgical Transactions*, v. 4, p. 621-624, 1973.
- DOBRZAŃSKI, L. A.; GRAJCAR, A.; BOREK, W. – Influence of Hot-Working Conditions on a Structure of High-Manganese Austenitic. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, p. 139-142, 2008.

- DOBRZAŃSKI, L. A.; BOREK, W. – Hot-Working of Advanced High-Manganese Austenitic Steels, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering* 43/2, p. 507-526, 2010.
- DOBRZAŃSKI, L. A.; BOREK, W. – Hot Deformation and Recrystallization of Advanced High-Manganese Austenitic TWIP Steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, v. 46, p. 71-78, May 2011.
- DUMAY, A.; CHATEAU, J. P.; ALLAIN, S.; MIGOT, S.; BOUAZIZ, O. – Influence of Addition Elements on the Stacking-Fault Energy and Mechanical Properties of an Austenitic Fe-Mn-C Steel, *Materials Science and Engineering A*, v. 483-484, p. 184-187, 2006.
- FERRAIUOLO, A.; SEVILLANO, J. G.; DE LAS CUEVAS F.; KARJALAINEN P.; GOUVEIA, H.; MENDES RODRIGUES, M. – Metallurgical Design of High-Strength Austenitic Fe-C-Mn Steels with Excellent Formability (Metaldesign). Final report, Directorate-General for Research and innovation, Center Sviluppo Materiali, Publications Office of the European Union, doi:10.2777/14874, 2012.
- FERRER, M. H.; HUPALO, M. F. – Aspectos Metalúrgicos Asociados ao Processamento Termomecânico dos Aços TRIP de Alta Resistência e Baixa Liga. 62º Congresso Anual da ABM, Vitória – ES, 2007.
- FROMMEYER, G.; BRUX, U.; NEUMANN, P. – Supra-Ductile and High-Strength Manganese-TRIP/TWIP Steels for High energy Absorption Purposes. *ISIJ International*, v. 43, n. 3, p. 438-446, March 2003.
- FUJITA, H.; UEDA, S. – Stacking Faults and FCC ( $\gamma$ ) $\rightarrow$ HCP ( $\epsilon$ ) Transformation in 18/8 Type Stainless Steel. *Acta Metallurgica*, v. 20, p. 759-767, May 1972.
- GINZBURG, V.B. – Basic Principles of Modeling in Metallurgical Design of Flat-Rolled Steel Products. In: AISE Annual Convention. Proceedings. Pittsburgh, 2003, p. 1-42.
- GRAJCAR, A.; BOREK, W. – The Thermo-Mechanical Processing of High-Manganese Austenitic TWIP-Type Steels. *Archives of Civil and Mechanical Engineering* 8/4, p. 29-38, 2008.
- GRÄSSEL, O.; FROMMEYER, G.; DERDER, C.; HOFMANN, H. – Phase Transformation and Mechanical Properties of Fe-Mn-Si-Al TRIP-Steels. *Journal of Physique IV*, v. 7, n. C5, p. 383-388, November 1997.
- GRÄSSEL, O.; KRUGER, L.; FROMMEYER, G.; MEYER, L. W. – High Strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP Steels Development - Properties - Application. *International Journal of Plasticity*, p. 1391-1409, 2000.
- HAMADA, A. S., KARJALAINEN, L. P.; SOMANI, M.C. – Materials Science and Engineering-A. A2, p. 114-124, 2007.
- HAMADA, A. S.; SAHU, P.; CHOWDHURY S. G.; KARJALAINEN, L.P.; LEVOSKA, J.; OITTINEN, T. – Kinetics of the  $\alpha'$  Martensitic Transformation in Fine-Grained Fe-26Mn-0.14C Austenitic Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 39, p. 462-465, 2008.
- HANAMURA, T.; TORIZUKA, S.; ENOKIDA, S. – Characteristic Work-Hardening Behavior in Fine Grained Low Carbon 5Mn Ferrite/Austenite Steel. 2nd International Conference on High Manganese Steel (HMnS 2014), K1-51, Aachen – Germany, September, 2014

- HOFER, S.; HARTL, M.; SCHESTAK, G.; SCHNEIDER, R.; ARENHOLZ, E.; SAMEK, L. – Comparison of Austenitic High-Mn-Steels with Different Mn and C Contents Regarding their Processing Properties. BHM, Springer-Verlag, v. 156, p. 99-104, Austria, 2011.
- HONEYCOMBE, R. W. K. – The Plastic Deformation of Metals, ASM, Metals Park, Ohio, p. 290; 1984.
- HONEYCOMBE, R. W. K.; BHADESHIA, H. K. D. H. Steels – Microstructure and Properties. Elsevier, Londres (Inglaterra), p. 344, 2006.
- HUANG B. X.; WANG X. D.; RONG Y. H.; WANG L.; JIN L. – Material Science Engineering A, v. 306, p. 438-440, 2006.
- JAFARI, M.; NAJAFIZADEH, A.; RASTI, J. – Dynamic Recrystallization by Necklace Mechanism During Hot Deformation of 316 Stainless Steel, International Journal of ISSI, v. 4, n. 12, p. 16-23, 2007
- JIN, J. E.; LEE, Y. K. – Strain Hardening Behavior of a Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP Steel. Materials Science and Engineering A, v. 527, p. 157-161, 2009.
- JUNG, J. K.; LEE, O. Y.; PARK, Y. K.; KIM, D. E.; JIN, K. G.; KIM, S. K.; SONG, K. H. – Journal Korean Institute of Metallurgical and Materials. v. 46, n. 10, p. 627-633, 2008.
- KAWASAKI, Y.; HASEGAWA, H.; KANEKO, S.; MATSUDA, H.; YAMASHITA, T.; YOKOTA, T. – Effect of C and Si on mechanical Properties and Microstructure of Medium-Mn Steel Sheets. 2nd International Conference on High Manganese Steel (HMnS 2014), K2-65, Aachen – Germany, September, 2014
- KIM, T. W.; KIM, Y. G. – Properties of Austenitic Fe-25Mn-1Al-0.3C – Alloy for Automotive Structural Applications Materials Science and Engineering-A, v. 160, p. 13-15, February 1993.
- KIM, S. K.; CHO, J. W.; KWAK, W. J. – Development of TWIP Steel for Automotive Application, International Steel Conference on New Developments, In: Metallurgical Process Technologies, n. 3, p. 690-697, 2007.
- KIM, Y.; KANG, N.; PARK, Y.; KIM, G.; KIM S.; CHO K. J. – Korean Institute of Metals & Materials, v. 46, n. 12, p. 780-787, 2008.
- KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER, S. – Advanced High Strength Steels for Automotive Industry – Archives of Civil and Mechanical Engineering, v. VIII, n. 2, 2008.
- LEE, T.; KOYAMA, M.; TSUZAKI, K.; LEE, Y. H.; LEE, C. S. – Tensile Deformation Behavior of Fe-Mn-C TWIP Steel With Ultrafine Elongated Grain Structure. Materials Letters, v. 75, p. 169-171, 2012.
- LI, D. Z.; WEI, Y. H.; XU, B. S.; HOU, L. F.; HAN, P. D. – Development in Fundamental Research on TWIP Steel Used in Automobile Industry. Ironmaking and Steelmaking, v. 38, n. 7, p. 540-545, August 2011.
- MARRA, K. M.; CASTRO, I.; PEREIRA, A. M. – Avaliação das Características de Deformação a Quente do Aço TRIP780. Relatório Final de Estudo de P&D da Usiminas, RAMP5868, abril, 2006.
- MCQUEEN, H. J.; JONAS J. J. – Hot Working Testing Techniques, In: Hoffmann, A. L. ed; Metal Forming Interrelation Between Theory and Practice, New York, Plenum Press, p. 393-428, 1973.

- MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. – Plastic Deformation of Materials; ed. R.J. Arsenault; Academic Press; N.Y., p. 393, 1975.
- MCQUEEN, H. J.; JONAS, J. J. – Recovery and Recrystallization During High Temperature Deformation. In: Arsenaut, R. J.; Ed. Treatise on Materials Science and Technology, v. 6, p. 393-493, New York. Academic Press, 1976.
- MCQUEEN, H. J.; BOURELL, D. L. – Journal of Metals, 5, v. 39, p. 28-35, 1987.
- MECKING, H.; GOTTSTEIN, G. – Recovery and Recrystallization During Deformation. in: Recrystallization of Metallic Materials, ed. F. Haessner, Dr. Riederer, Verlag, p. 195-222; 1978.
- OLSON, G. B., COHEN, M. – A General Mechanism of Martensitic Nucleation: Part I. General Concepts and the FCC→HCP Transformation – Metallurgical Transactions A, p. 1897-1914, 1976.
- OLSON, G. B.; COHEN, M. – A General Mechanism of Martensitic Nucleation: Part II. General Concepts and the FCC→HCP Transformation – Metallurgical Transactions A, p. 1905-1904, 1976-A.
- PETKOVIC, R. A.; LUTON, M. J.; JONAS, J. J. – Recovery and Recrystallization of Carbon Steel Between Intervals of Hot Working. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 14; p. 137, 1975.
- PICKERING, F. B. – Physical Metallurgy and the Design of Steels. Allied Science Publishers, London, p. 275, 1978.
- PLA-FERNANDO, R.; SÁNCHEZ-CABALLERO, S.; SELLES, M.A.; MARTÍNEZ-SANZ, A.V. – TWIP/TRIP Steels. Future Trends in Automotive Industries. Annals of the ORADEA University. Fascicle of Management and Technological Engineering, v. XX, 2011.
- REMY, L.; PINEAU, A. – Twinning and Strain-Induced F.C.C→H.C.P. Transformation in the Fe-Mn-Cr-C System. Materials Science and Engineering A, v. 28, Issue 1, p. 99-107, April 1977.
- SANTOS, J. M. R.; BALANCIN, O. – O Estudo das Cinéticas das Recristalizações Estática e Metadinâmica dos Aços Microligados ao Nióbio e ao Vanádio. II Congresso Internacional de Tecnologia Metalúrgica e de Materiais, 12 a 17 de Outubro, São Paulo, 1997.
- SAMEK, L.; ARENHOLZ, E. – High Manganese Steel: Material Properties, Processing and Potential Cold-Rolled Application. 21rd International Conference on Metallurgy and Materials, Brno, Czech Republic, EU, p. 23-25, May 2012.
- STEINER, K.; SCHNEIDER, R.; KRIZAN, D.; BÉAL, C.; SOMMITSCH, C. – Microstructural Evolution of Two Low-Carbon Steels with a Medium Manganese Content. 2nd International Conference on High Manganese Steel (HMnS 2014), K2-103, Aachen - Germany, September, 2014
- STRAUBE, H. – Developments for Additional Improvement of Low Carbon Martensitic Cr-Ni Stainless Steels. Conference on Materials Development in Turbo Machinery Design. Cambridge, UK. p. 12-14, 1988.
- SAHU, P.; HAMADA, A. S.; GHOSH, R. N.; KARJALAINEN, L. P. – X-ray Diffraction Study on Cooling-Rate-Induced  $\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp}$  Martensitic Transformation in Cast-Homogenized Fe-26Mn-0.14C Austenitic Steel, Metallurgical and Materials Transactions A, v. 38, p. 1991-2000, 2007.

- SAHU, P.; HAMADA, A. S.; CHOWDHURY, S. G.; KARJALAINEN, L. P. – Structure and Microstructure Evolution During Martensitic Transformation in Wrought Fe-26Mn-0.14C Austenitic Steel: an Effect of Cooling Rate, *Journal of Applied Crystallography*, v. 40, p. 354-361, 2007(a).
- SCHUMANN, H. – Martensitic Transformations in Austenitic Manganese Carbon Steels, *Neue Hutte*, v. 17, n. 10, p. 605-609, October, 1972.
- SILVA, R. C. F. – Influência de Alguns Parâmetros Metalúrgicos da Fusão, Homogeneização e Conformação por Forjamento na Microestrutura de Ligas Fe-Mn-Al-Si-C. Dissertação de Mestrado, Curso de Pós Graduação em Engenharia Metalúrgica, UFMG, 1992.
- SUH, D. W.; PARK, S. J.; LEE, C. H.; KIM, S. J. – Communication – Microstructure and Mechanical Behaviors of 0.1C-13Mn Metastable Austenitic Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 40A, p. 264-268, February 2009.
- TWARDOWSKI, R.; PRAHL, U. – Flow Curve and Failure Modeling for High-Mn Steels on a Microstructural Scale. *High Manganese Steels International Conference*. v. 83, p. 340-345, 2012.
- VAN TOL R. T.; ZHAO L.; SIETSMA J. – The 1st International Conference on High Mn TWIP Steels HMnS, Seoul, May 2011.
- VAN TOL, R. T.; KIM, J. K.; ZHAO, L.; SIETSMA, J.; DE COOMAN, B. C. –  $\alpha'$ -Martensite Formation in Deep-Drawn Mn-Based TWIP Steel, *Journal of Material Science*, v. 47, p. 4845-4850, 2012. DOI 10.1007/s10853-012-6345-y.
- VERCAMMEN, S.; BLANPAIN, B.; DE COOMAN, B.C.; WOLLANTS, P. – Cold Rolling Behavior of an Austenitic Fe-30Mn-3Al-3Si TWIP Steel: The Importance of Deformation Twinning, *Acta Materialia*, v. 52, p. 2005-2012, 2004.
- WORDAUTOSTEEL – Advanced High Strength Steel (AHSS) – Application Guidelines, version 4.1, June 2009.
- WORDAUTOSTEEL – Advanced High Strength Steel (AHSS) – Application Guidelines, version 5.0, May 2014.
- YANG, H. S.; JANG, J. H.; BHADESHIA, H. K. D. H.; SUH, D. W. – Critical Assessment: Martensite-Start Temperature for the  $\gamma \rightarrow \epsilon$  Transformation. *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, v. 36, p. 16-22, 2012.
- ZACKAY, V. F.; PARKER, E. R; FAHR, D.; BUSH, R. – The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels, *Trans. Am. Soc. Met.*, v. 60, p. 252, 1967.
- ZAMANI, D.; NAJAFIZADEH, A.; MONAJATI, H.; RAZAVI, G. R. – Effect of Thermo-Mechanical Treatment on Mechanical Properties and Microstructure of Fe-31Mn-4Si-2Al-Nb-Ti TWIP Steel. *International Conference on Advanced Materials Engineering IPCSIT*, v.15, Singapore, 2011.

## 8. PUBLICAÇÕES

ZORZI, J. C. S.; MELO T. M. F.; SANTOS, D. B. – Efeito da Temperatura de Recozimento nas Propriedades Mecânicas e na Microestrutura de um Aço com Alto Teor de Mn Laminado a Frio. 51º Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos, Foz do Iguaçu, PR, Brasil, 28 a 31 de outubro de 2014.