

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

ALMIR TURAZI

**ESTUDO DE DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO PARA
REFINO DE GRÃO E SEU EFEITO NA ESTAMPABILIDADE
DE AÇOS ARBL**

FLORIANÓPOLIS
2008

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

ALMIR TURAZI

**ESTUDO DE DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO PARA
REFINO DE GRÃO E SEU EFEITO NA ESTAMPABILIDADE
DE AÇOS ARBL**

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre.

Orientador: Carlos Augusto Silva de Oliveira

FLORIANÓPOLIS
2008

Ficha Catalográfica

TURAZI, Almir.

Estudo de diferentes rotas de processamento para refino de grão e seu efeito na estampabilidade de aços ARBL. Florianópolis, UFSC, Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, 2008.

107 p.

Dissertação de Mestrado: Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Carlos Augusto Silva de Oliveira

1. Processos Termomecânicos 2. Refino de Grão 3. Estampabilidade

I. Universidade Federal de Santa Catarina

II. Título

ALMIR TURAZI

ESTUDO DE DIFERENTES ROTAS DE PROCESSAMENTO PARA REFINO
DE GRÃO E SEU EFEITO NA ESTAMPABILIDADE DE AÇOS ARBL

Esta Dissertação de Mestrado foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais e aprovada em sua forma final pelo Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina.

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, D. Sc.
Coordenador PGMAT

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, D. Sc.
Orientador

Banca Examinadora:

Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli, Dr. Ing.
Presidente

Prof. Pedro Amedeo Nannetti Bernardini, Dr. Eng.

Prof. Antônio Pedro Novaes de Oliveira, Dr. Ing.

À minha mãe, Irene, minha tia, Dinah, e minha namorada, Tatiana.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Carlos Augusto Silva de Oliveira, pela orientação, ensino, incentivo e oportunidade de desenvolvimento deste trabalho.

Aos professores da área de metalurgia física do PGMAT, Pedro Bernardini, Augusto Buschinelli e Carlos Enrique Niño, e aos professores da Engenharia de Materiais/UFSC, por passarem conhecimentos indispensáveis para minha formação.

À Universidade Federal de Santa Catarina, pela oportunidade de realização deste curso e obtenção do grau de mestre.

À empresa Brasmetal Waelzholz S.A. Indústria e Comércio, em especial, ao doutor Antenor Ferreira Filho, pelo fornecimento de material, pelos ensaios industriais e pelo incentivo.

Ao CNPq, pelo financiamento do projeto CT-FVA/CNPq 01/2003 - Nanotecnologia e Materiais Avançados, onde este trabalho está incluído.

A CAPES, pela bolsa de mestrado.

Aos bolsistas Mark, Robson, Iduan e a todo o pessoal do laboratório de conformação mecânica - UFSC, pelo auxílio na realização dos ensaios metalográficos, de dureza e Nakazima.

À professora Ana Maria Maliska, e aos bolsistas do laboratório de materiais da UFSC, responsáveis pelo ensaio no MEV contribuindo muito para este trabalho.

Ao professor Márcio R. Rocha e aos bolsistas do laboratório de materiais do IPAT/UNESC, responsáveis pelos ensaios de tração e anisotropia.

Ao professor Hamilton Abreu da Universidade Federal do Ceará, responsável pela análise de textura cristalográfica.

À minha avó, Dinah Ribas Pinheiro, in memoriam.

À minha mãe, Irene, e a minha tia, Dinah, pelo incentivo, apoio, carinho e por tornarem possível a minha formação como mestre em engenharia.

Ao meu pai, Ceir Turazi.

Aos meus irmãos, Juliana e Julian, pelos conselhos e incentivos.

À Tatiana, pela paciência, carinho e confiança.

Aos colegas e aos amigos pelo convívio e apoio durante esta etapa da minha vida.

E a todos aqueles que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.

Conhecimento não é aquilo que você sabe,
mas o que você faz com aquilo que sabe.

Aldous Huxley

RESUMO

As indústrias do setor metal-mecânico, principalmente as laminadoras, estão produzindo, atualmente, materiais por processamento termomecânico com grãos cada vez mais finos. Esta é uma forma de aumentar a resistência mecânica, a tenacidade e a soldabilidade.

Devido a esta tendência e sabendo-se que o refino de grão de chapas metálicas está relacionado com aumento de resistência mecânica e com possível diminuição de estampabilidade das mesmas, os objetivos deste trabalho foram o desenvolvimento de novas rotas de processamentos termomecânicos (laminação a frio e tratamentos térmicos) e o estudo do efeito do tamanho de grãos nas propriedades mecânicas e na estampabilidade de aços microligados classificados, também, como aços ARBL (alta resistência baixa liga).

O trabalho foi dividido em quatro etapas: i) caracterização dos materiais como fornecidos; ii) simulações de novas rotas de processamento em laboratório; iii) teste industrial com a rota simulada em laboratório que apresentou maior efeito no refino de grãos e iv) estudo da estampabilidade. A caracterização dos materiais envolveu ensaios metalográficos e levantamento das propriedades mecânicas de chapas de aços C-Mn e microligados (ao Nb e Nb-Ti) como produzidas industrialmente. Em seguida foram desenvolvidos novos caminhos para processamento em laboratório, visando, principalmente, o aumento de sítios de nucleação de novos grãos após deformação, com o intuito de refinar o grão ferrítico. As variáveis estudadas incluíram parâmetros de têmpera, revenido e recozimento. Após avaliação das simulações em laboratório, a rota com maior eficácia foi submetida à teste em escala industrial. Para este teste, apenas um aço foi processado, no caso o aço microligado ao Nb+Ti, por apresentar melhores resultados, quanto ao refino de grãos e aumento da resistência mecânica, e por ser o mais utilizado pela indústria fornecedora. Por fim, foi realizada a avaliação da

estampabilidade com base nos resultados dos ensaios de tração, anisotropia, textura cristalográfica e curvas limite de conformação (CLC), de forma comparativa entre as tiras produzidas no teste industrial e as tiras do produto atualmente produzido pela indústria.

Para o aço microligado ao Nb-Ti constatou-se um refino de grão de 15,3 μm de diâmetro inicial, em média, para 7,7 μm .

Os resultados das propriedades mecânicas obtidas, do coeficiente de anisotropia normal e planar e a análise de textura pela função de distribuição de orientação cristalográfica, indicam uma estampabilidade inferior, uma menor possibilidade de formar “orelhas” no embutimento e uma menor anisotropia de propriedades das chapas obtidas pelo novo processamento.

A mesma observação foi feita através do levantamento das CLC's para situações de embutimento, onde houve redução dos limites de deformação. Já em situações de estiramento, o limite de deformações apresentou pequeno aumento devido ao efeito da morfologia e homogeneidade de distribuição dos grãos.

Palavras-chave: Processos Termomecânicos; Refino de Grão; Estampabilidade.

ABSTRACT

The industries of metal-mechanic sector are producing materials by thermomechanical processing, with grains smaller. This is a way to increase the mechanical strength, toughness and weldability.

Based on these facts and knowing that the refining of grain is related to the mechanical strength and the formability, the objective of this research was the development of possible new routes involving thermomechanical processing (cold rolling and heat-treatment) and the study of the effect of grain size in the variation of mechanical properties and formability of HSLA (high strength low alloy) steels.

The research was divided into four stages: i) characterization of materials, ii) simulations of new processing routes in the laboratory; iii) industrial test with the route simulated in the laboratory that showed greater effect on the grain refining and iv) study of formability. The characterization involved analysis of the microstructure and the mechanical properties of plates of C-Mn steels and microalloyed steels (Nb and Nb+Ti). After this stage, new ways for processing in the laboratory has been developed in order to generate areas of nucleation of new grains after deformation to refine the ferritic grain. Through evaluation of the simulations in the laboratory, the route with greater effectiveness was industrially tested. In this case, only the best performing steel on the grain refinement and increased mechanical strength (Nb-Ti microalloyed steel) was processed. Finally the formability was evaluated by the results of tests of the strength, anisotropy, texture and forming limite diagrams (FLD), comparing the plates produced in the industrial test and the plates currently produced in industries.

For Nb-Ti steel, was reduced the grain size by 15.3 μm to 7.7 μm .

The results of the mechanical properties obtained, the coefficient of anisotropy and the texture analysis of the crystal orientation distribution function, indicate a lower

formability, a smaller possibility to generate defects in inlay and a lower anisotropy of properties of the plates obtained by the new process.

The same observation was obtained through FLD for inlaying situations, where there was reduction of the deformation limits. Already in stretching situations, the limit of deformations presented increase due to the effect of the morphology and homogeneity of distribution of the grains.

Key words: Thermomechanical processing; Grain size; Formability.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 2.1- Comparativo entre classes de metais – relação entre limite de escoamento x alongamento (Blek, 2002).....	21
Figura 2.2- Propriedades mecânicas de alguns aços para estampagem (Asensio et al., 2001).	21
Figura 2.3- Evolução histórica dos processos de laminação, mecanismos metalúrgicos e normas que surgiram em razão dos desenvolvimentos científicos e tecnológicos (Gorni et al., 2007).....	32
Figura 2.4- Relação entre diâmetro de grão ferrítico ($d^{-1/2}$) e tensão limite de escoamento de aços microligados ao Nb-Ti. (Hou et al., 2003).....	32
Figura 2.5- Definição dos ângulos de Euler (Viana e Paula, 2003).....	36
Figura 2.6- Operações esquemáticas de (a) embutimento e (b) estiramento.....	38
Figura 2.7- Deformações no embutimento profundo e no estiramento para uma malha circular (Lange, 1993).....	38
Figura 2.8- Representação esquemática da deformação em pontos diferentes durante a estampagem de uma peça (Marciniak, et al., 2002).....	39
Figura 2.9- Esquema para cálculo do valor de n	41
Figura 2.10- Tensões típicas do embutimento.....	43
Figura 2.11- Relação entre direção de laminação, \bar{R} e Δr (Usiminas, 1999).	44
Figura 2.12- Efeito da variação de \bar{R} sob a deformação de um copo embutido (Rocha, 2006).	44
Figura 2.13- Relação entre \bar{R} e profundidade de embutimento.....	45
Figura 2.14- Relação entre textura e \bar{R} (Ghosch e Hecker, 1975).....	46
Figura 2.15- Relação entre tamanho de grão e \bar{R} (Mishra e Daermann, 1982).....	46
Figura 2.16- Parâmetros que influem na estampabilidade (Emburry, 1987).....	47

Figura 2.17- Grade de círculos gravada em uma chapa, antes e após a sua conformação (Rocha, 2006).....	49
Figura 2.18- Diagrama esquemático de uma CLC (Savoie et al, 1998).	50
Figura 3.1- Dimensões (em mm) dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração (a) e anisotropia (b), de acordo com as normas ASTM E 8M-97 e E517-81 - tipo C, respectivamente.	59
Figura 3.2- Fotografia do ferramental utilizado no Ensaio Nakasima.....	61
Figura 3.3- Fotografia do corpo-de-prova Nakazima ensaiado, com região indicando 6 círculos possíveis para medição.....	62
Figura 4.1- Micrografias dos aços na condição MP (a- CF; b- ML Nb; c ML Nb+Ti). Ataque: Nital 2%.	64
Figura 4.2- Micrografias dos aços na condição PA (a- CF; b- ML Nb; c ML Nb+Ti). Ataque: Nital 2%..	64
Figura 4.3- Micrografias obtidas por MEV: ML Nb+Ti (a- MP; b- PA), CF/ PA (c) e ML Nb/PA (d). Ataque: Nital 2%.....	66
Figura 4.4- FDOC do aço ML Nb+Ti/PA parametrizadas em $\phi 2$	71
Figura 4.5- FDOC do aço ML Nb+Ti/PA para a seção de $\phi 2=45^\circ$	71
Figura 4.6- Resultado das intensidades das principais orientações encontradas para o aço ML Nb+Ti/PA.	72
Figura 4.7- Deformações obtidas no ensaio Nakazima – material CF PA.	73
Figura 4.8- Deformações obtidas no ensaio Nakazima – material ML Nb PA	73
Figura 4.9- Deformações obtidas no ensaio Nakazima – material ML Nb+Ti PA.	73
Figura 4.10- Curvas limite de conformação (linha de tendência 2° grau) – materiais na condição PA_.....	74
Figura 4.11- Micrografia óptica do aço ML Nb+Ti -R2. (Ataque: Nital 2%).	75
Figura 4.12- Micrografia óptica do aço ML Nb+Ti-R3. (Ataque: Nital 2%).	76
Figura 4.13- Micrografia óptica do aço ML Nb+Ti-R4. (Ataque: Nital 2%).	76
Figura 4.14- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R1. (Ataque: Nital 2%).....	76
Figura 4.15- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R5. (Ataque: Nital 2%).....	76
Figura 4.16- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R6. (Ataque: Nital 2%).....	76
Figura 4.17- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R7. (Ataque: Nital 2%)	76
Figura 4.18- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti temperado a 740°C (laboratório). 79	

Figura 4.19- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti temperado a 740°C e deformado a frio..	79
Figura 4.20- Relação entre resultados de dureza e tamanho de grão para os três aços estudados.....	80
Figura 4.21- Micrografias ópticas do aço ML Nb+Ti: a) MP; b) aquecido a 710°C e resfriado em banho de Pb+Ti; c) TI. Ataque: Nital 2%.....	82
Figura 4.22- Micrografias (MEV) do aço ML Nb+Ti: a) MP; b) aquecido a 710°C e resfriado em banho de Pb+Ti; c) TI. Ataque: Nital 2%.....	82
Figura 4.23- FDOC do aço ML Nb+Ti/TI parametrizadas em ϕ_2	87
Figura 4.24- FDOC do aço ML Nb+Ti/TI para a seção de $\phi_2=45^\circ$	87
Figura 4.25- Resultado das intensidades das principais orientações encontradas para o aço ML Nb+Ti/TI.	88
Figura 4.26- Medidas das deformações do ensaio Nakazima – material ML Nb+Ti – TI.	89
Figura 4.27- Curvas limite de conformação (linha de tendência 2° grau) – Material ML Nb+Ti.....	90
Figura A1- Curva Tensão x Deformação - Material CF/PA - CP1.	106
Figura A2- Curva Tensão x Deformação - Material CF/PA - CP2	106
Figura A3- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb/PA - CP1	106
Figura A4- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb/PA - CP2.	106
Figura A5- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/PA - CP1.....	107
Figura A6- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/PA - CP2.....	107
Figura A7- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/TI - CP1.....	107
Figura A8- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/TI - CP2.....	107

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1- Composição química dos aços fornecidos pela indústria (% em peso).....	53
Tabela 3.2- Amostras obtidas após processamentos em laboratório	54
Tabela 3.3-. Descrição das rotas de processamento em laboratório	55
Tabela 4.1- Tamanho de grão dos materiais fornecidos pela indústria	66
Tabela 4.2- Microdureza Vickers dos materiais fornecidos pela indústria.....	68
Tabela 4.3- Resultados ensaio de tração uniaxial (CP`s a 0°) dos aços na condição PA.	69
Tabela 4.4- Resultados ensaio de anisotropia dos dos aços na condição PA.	69
Tabela 4.5- Tamanho de grãos obtido com as novas rotas propostas.....	77
Tabela 4.6- Microdureza Vickers das amostras geradas com as novas rotas propostas.	80
Tabela 4.7- Tamanho de grão - teste industrial.	83
Tabela 4.8- Microdureza Vickers – teste industrial.....	84
Tabela 4.9- Resultados do ensaio de tração uniaxial - teste industrial.	84
Tabela 4.10- Resultados do ensaio de anisotropia – Material ML Nb+Ti.....	84

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

ARBL	Alta resistência baixa liga
FDOC	Função de distribuição de orientação cristalográfica
CLC	Curva limite de conformação
<i>SPD</i>	<i>Severe plastic deformation</i>
<i>EBSD</i>	<i>Electron Back Scatter Diffraction</i>
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MP	Matéria-prima
PA	Produto acabado
TI	Teste industrial
R1 a R7	Rota 1 a rota 7
μm	Micrômetro
cm^{-2}	Inverso de centímetro quadrado ($1/\text{cm}^2$)
MPa	Mega Pascal
N	Newton
A1	Temperatura de transformação da ferrita em austenita no aquecimento.
A3	Temperatura de formação da austenita, no aquecimento, a partir de uma zona bifásica (austenita e ferrita).
T _f	Temperatura de fusão
T _{nr}	Temperatura de não recristalização
ϵ_{cs}	Deformação crítica
ϵ_1	Deformação no eixo y
ϵ_2	Deformação no eixo x
ϵ_p	Deformação plástica
d	Diâmetro de grão

DL	Direção de laminação
DT	Direção transversal
DN	Direção normal
W	Probabilidade de orientação
ψ, θ e ϕ	Ângulos de Euler
S_0	Tensão de atrito
S_e	Tensão limite de escoamento
$S_{0,2}$	Tensão limite de escoamento para 0,2% de deformação
S_r	Tensão limite de resistência
S_{e-0°	Limite de escoamento na direção de 0° com a DL
S_{e-45°	Limite de escoamento na direção de 45° com a DL
S_{e-90°	Limite de escoamento na direção de 90° com a DL
n	Coefficiente de encruamento
\bar{n}	Coefficiente de encruamento médio
R	Coefficiente de anisotropia
\bar{R}	Coefficiente de anisotropia normal
Δr	Coefficiente de anisotropia planar

SUMÁRIO

1- INTRODUÇÃO	18
1.1- PROBLEMA E JUSTIFICATIVA.....	18
1.2- OBJETIVO	19
2- REVISÃO DA LITERATURA E FUNDAMENTOS TEÓRICOS	20
2.1- AÇOS ARBL.....	20
2.2- CONFORMAÇÃO A FRIO	24
2.2.1- Laminação a frio.....	25
2.2.2- Recozimento	27
2.2.3- Refino de grão na deformação a frio	30
2.3- REFINO DE GRÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS	31
2.4- TEXTURA	33
2.5- ESTAMPAGEM.....	37
2.5.1- Estampabilidade	40
2.6- CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO	48
3- MATERIAIS E MÉTODOS	53
3.1- MATERIAIS	53
3.2- MÉTODOS.....	54
3.2.1- Análise microestrutural	57
3.2.2. Microdureza Vickers.....	58
3.2.3- Ensaio de tração e anisotropia	58
3.2.4- Textura cristalográfica.....	59
3.2.5- Curva limite de conformação (CLC).....	60

4- RESULTADOS E DISCUSSÃO	63
4.1- CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	63
4.1.1- Análise microestrutural	63
4.1.2- Propriedades mecânicas.....	67
4.1.3- Textura cristalográfica.....	70
4.1.4- Curvas limite de conformação (CLC)	72
4.2- ANÁLISE DAS NOVAS ROTAS DESENVOLVIDAS EM LABORATÓRIO ...	75
4.2.1- Análise microestrutural	75
4.2.1- Propriedades mecânicas.....	79
4.3- ANÁLISE DA NOVA ROTA ADAPTADA A INDÚSTRIA E ESTUDO DA ESTAMPABILIDADE.....	81
4.3.1- Análise microestrutural	81
4.3.2- Propriedades mecânicas.....	83
4.3.3- Textura cristalográfica.....	86
4.3.4- Curvas limite de conformação (CLC)	89
5- CONCLUSÃO.....	91
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	93
ARTIGOS PUBLICADOS.....	94
REFERÊNCIAS.....	95
APÊNDICE A.....	103
APÊNDICE B.....	105
APÊNDICE C.....	106

1- INTRODUÇÃO

1.1- PROBLEMA E JUSTIFICATIVA

O setor industrial necessita, devido às exigências do mercado atual, de melhoria contínua na qualidade de seus produtos. Esta tendência exige uma combinação entre o desenvolvimento de novos materiais, a otimização de processos e a redução de custos. As pesquisas no setor automobilístico, por exemplo, buscam o desenvolvimento de materiais metálicos mais resistentes através de modificações nos processamentos termomecânicos. O processamento termomecânico torna possível que se alcancem grãos cada vez mais finos, aumentando a resistência das chapas metálicas, com menores custos de produção.

O refino de grão ferrítico proporciona excelentes propriedades mecânicas, como limites de escoamento e limites de resistência elevados, melhorando ao mesmo tempo a tenacidade com redução da temperatura de transição dúctil-frágil. Em virtude desta boa combinação de propriedades mecânicas estes materiais são empregados em diversos ramos da indústria. Para processos de fabricação de chapas envolvendo apenas deformações a quente, por exemplo, pode-se citar a indústria naval, a fabricação de oleodutos e gasodutos de grande diâmetro e também plataformas de exploração de petróleo. Mas o ramo onde o seu uso apresenta maior potencialidade é na indústria automobilística, onde o material utilizado é obtido por laminação a frio e necessita de boa resistência e estampabilidade. O uso de aços com tal combinação de propriedades (resistência X tenacidade) permite uma redução na espessura de material requerido e portanto, uma redução no peso do veículo. O efeito do refino de grão ferrítico destes aços na estampabilidade, embora ainda pouco estudado, pode ser negativo (LOBÃO, 2003), necessitando de maiores estudos.

A redução do tamanho de grãos na laminação a frio seguida de recozimento envolve o estudo e a alteração de algumas variáveis do processamento como: quantidade de deformação, parâmetros de tratamentos térmicos, temperatura de recozimento e tamanho inicial dos grãos. Dependendo de como estas variáveis são combinadas pode-se produzir uma maior nucleação de ferrita ou reduzir a sua taxa de crescimento durante o recozimento de recristalização ocasionando um tamanho de grãos final menor.

1.2- OBJETIVO

O objetivo deste estudo foi desenvolver, em laboratório, rotas alternativas de processamento, envolvendo conformação a frio e recozimento, com intuito de refinar o grão ferrítico. Em seguida, utilizar o melhor resultado de laboratório para produção industrial e avaliar comparativamente o efeito do refino de grão na estampabilidade. O estudo laboratorial foi realizado em três aços: um C-Mn e dois microligados, um ao Nb e outro Nb-Ti, e os parâmetros de processo estudados foram temperaturas de recozimento e tratamentos térmicos.

Cabe ainda enfatizar que este trabalho é parte integrante do projeto “Novas Ligas Estruturais para a Indústria Automobilística” aprovado na chamada CT-FVA/CNPq 01/2003 - Nanotecnologia e Materiais Avançados. Tal projeto trata de uma linha de pesquisa formada por uma rede cooperativa com participação de professores de várias instituições (PUC-RJ; EEIVR-UFF; UFSCAR; UFSC; UFMG; USP; UFU) e a empresa Brasmetal Waelzholz S.A. com o intuito de desenvolver novos materiais e tecnologias para o setor metal-mecânico.

2- REVISÃO DA LITERATURA E FUNDAMENTOS TEÓRICOS

Neste capítulo é apresentada uma revisão sobre o refino de grão de aços, principalmente aços ARBL (alta resistência baixa liga), e sua influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas, além de uma abordagem sobre processamentos termomecânicos, com enfoque em processos que envolvem conformação a frio.

O processo de estampagem também é evidenciado, tendo em vista que este estudo envolve avaliações da estampabilidade destes materiais. Estas avaliações são possíveis através da utilização de ensaios mecânicos e de curvas limite de conformação (CLC), itens que também serão mencionados nesta revisão, além de ensaios para determinação de textura cristalográfica.

2.1- AÇOS ARBL

O material metálico mais produzido no mundo hoje é o aço com baixo teor de carbono. Embora a fabricação de aços seja antiga, a sua tecnologia de processamento e suas propriedades têm passado por um contínuo aperfeiçoamento e evolução (Humphreys e Hatherly, 1996, e Humphreys, 1997).

Dentro desta classe de aços estão os aços microligados, onde a adição de elementos microligantes (Nb, Ti e V, principalmente) e o processamento termomecânico (laminação controlada), resulta em aços de alta resistência e baixa liga (ARBL ou segundo sigla inglesa, HSLA).

Os aços ARBL apresentam resistência entre 300 e 700 MPa e foram desenvolvidos para elevar a relação entre resistência e peso com melhoria da tenacidade e soldabilidade. A soma de elementos de liga geralmente não ultrapassa a 2%, e o teor de carbono situa-se abaixo de 0,3% (Gladman, 1997). As figuras 2.1 e 2.2 mostram

algumas propriedades dos aços microligados e sua relação com outras classes de metais. Na figura 2.2, n (coeficiente de encruamento) e R (coeficiente de anisotropia) são propriedades relativas a estampabilidade do material.

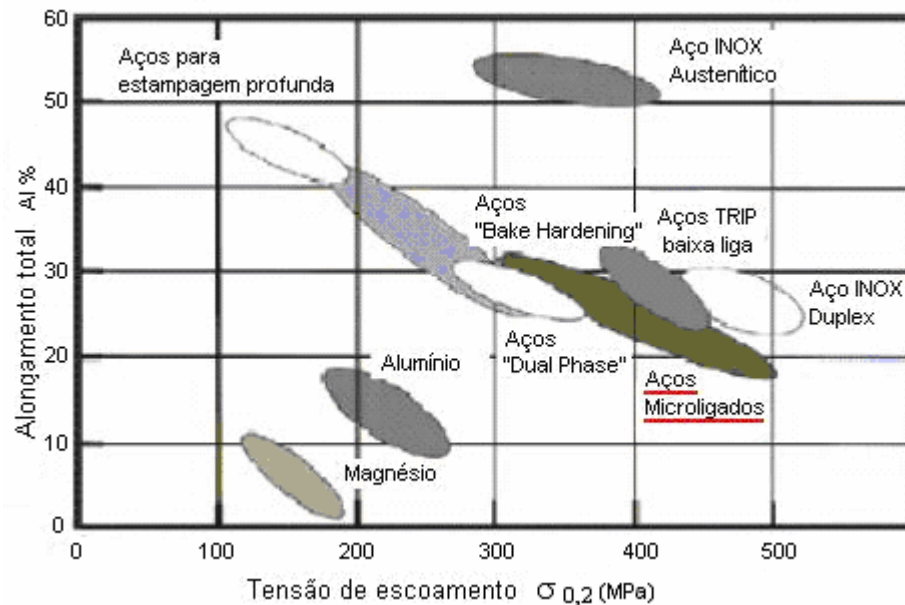


Figura 2.1- Comparativo entre classes de metais – relação entre limite de escoamento x alongamento (Blek, 2002).

TIPO DE AÇO	σ_y (Mpa)	Alongamento (%)	n	\bar{R}
<i>Interstitial free</i>	155	42	0,23	2,0
Acalmado ao Al	165-190	42	0,22	1,8
Refosforado	190-230	36	0,20	1,5
<i>Bake-hardened</i>	210	40	0,22	1,6
ARBL	375	27	0,15	1,0

Figura 2.2- Propriedades mecânicas de alguns aços para estampagem (Asensio et al., 2001).

Nas duas figuras observa-se a alta resistência dos aços ARBL, que se deve às variações microestruturais obtidas nestes aços, principalmente, com relação a redução do tamanho de grão. O efeito refinador de grão dos elementos de liga está relacionado com o efeito em retardar a recristalização da austenita por solução sólida e, principalmente, pela precipitação de carbonetos, nitretos e/ou carbonitretos durante a laminação a quente. A precipitação retarda a recristalização da austenita nos estágios finais da laminação, promovendo a formação de grãos alongados, que darão origem a

grãos ferríticos muito refinados após transformação (Siciliano e Ono, 2006 e Ueji et al, 2003).

Nestes aços os elementos microligantes promovem diferentes efeitos sobre a microestrutura. O titânio, por exemplo, forma nitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento de grão austenítico durante o reaquecimento no processamento termomecânico. O nióbio possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização, que resulta usualmente no refino de grão ferrítico após a transformação de $\gamma \rightarrow \alpha$. O vanádio é o elemento cujos carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionado para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação (Gladman, 1997).

A microadição de Nb tem sido a mais efetiva para se obter as propriedades desejadas quando combinada com tratamento termomecânico. Os três elementos citados elevam a resistência mecânica por refino de grão e endurecimento por precipitação, mas com diferentes intensidades para cada mecanismo. O nióbio apresenta o maior efeito por refino de grão, o vanádio, como já dito, possui o maior efeito por endurecimento por precipitação, e o titânio mostra efeito intermediário.

Combinado com a microadição de elementos refinadores de grão, o processo de fabricação também tem grande influência nas propriedades mecânicas finais destes aços. No processo termomecânico, as etapas de conformação conferem aos aços microligados, propriedades mecânicas superiores em comparação aos aços com mesmo nível de elementos de liga submetidos a processos convencionais, além de proporcionar boa tenacidade e soldabilidade.

A elevação das propriedades mecânicas deve-se a um conjunto de mecanismos de endurecimento que são: refino de grão, precipitação de segunda fase, transformação de fase, solução sólida entre outros. Industrialmente esses aços têm sido obtidos por laminação controlada, em alguns casos seguida de resfriamento acelerado.

O processamento termomecânico, para este fim, engloba processos de conformação e tratamentos térmicos buscando a combinação ideal dos fenômenos de deformação e restauração para se obter uma microestrutura desejada (Gonçalves, 2003).

Nas últimas décadas novos conceitos metalúrgicos e processamentos foram desenvolvidos com intuito de melhoria na qualidade de aços laminados e redução de custos de produção. A figura 2.3 mostra esta evolução.

Ano	1970	1980	1990	2000
Processos Termomecânicos	Laminação controlada	Laminação intercrítica		P&D sobre aço com TG ultra-fino
	Laminação sob baixa temperatura	Laminação sob baixa temperatura de reaquecimento	Resfriamento acelerado	Têmpera direta
		SHT	OLAC	TPMC
				Modelamento matemático da laminação a quente
Mecanismos de Endurecimento	Refino de grão	Endurecimento por encruamento	Endurecimento por martensita ou bainita	Endurecimento por ultra-refino de grão
	Endurecimento por precipitação	Endurecimento por transformação		
Normas			ASTM A841 (Aço resfr. acel.)	JIS-SN (constr. civil)

Figura 2.3- Evolução histórica dos processos de laminação, mecanismos metalúrgicos e normas que surgiram em razão dos desenvolvimentos científicos e tecnológicos (Gorni et al., 2007).

A conformação mecânica em si, para Schaeffer (1983), tem como principais objetivos à alteração da forma dos metais e a obtenção e controle de propriedades físicas e mecânicas. Pode ser classificada, em função do estado do material, em conformação a quente, a frio e a morno. As diferenças básicas entre os processos se baseia nos mecanismos microestruturais envolvidos, na quantidade de deformações que podem ser alcançadas (maiores para temperaturas mais elevadas), no nível de força exigido (mais baixas a medida que se aumenta a temperatura) e na precisão dimensional da peça (maior para deformações em temperatura ambiente).

É importante lembrar que, em processos de conformação, a deformação plástica não ocasiona somente a mudança de forma e dimensões de componentes específicos, mas também importantes modificações nas propriedades dos materiais que estão sendo processados. No caso da deformação a frio, comumente ocorre um aumento na resistência mecânica (encruamento), acompanhado de queda na ductilidade e eventual aparecimento de trincas. Na deformação a quente, observam-se alterações microestruturais envolvendo processos de restauração estática e/ou dinâmica, precipitação, transformação de fases, etc. Estes processos acarretam alterações nas propriedades dos produtos obtidos (Cetlin, 2003).

Segundo Santos (2006) e Balancin et al (2006), recentemente têm-se realizado várias pesquisas no nível laboratorial e industrial com o intuito de se obter aços de baixo teor de carbono de granulação ultrafina, visando não só aumentar a resistência mecânica como também a redução de elementos de liga.

Para Silva (2007), em condições de laboratório existem várias alternativas de processo para obtenção de microestruturas ferríticas de granulação ultrafina. Para uma grande variedade de composições de aços, ela pode ser produzida por conformação mecânica com o objetivo de promover transformação, da austenita para a ferrita, induzida por deformação. A granulação fina pode ser atribuída à alta taxa de nucleação da ferrita e à distribuição aleatória das diferentes orientações dos grãos.

Além deste, outro meio de produzir refino do grão ferrítico seria a utilização do processo de recristalização dinâmica da ferrita, embora a ocorrência da recristalização dinâmica da ferrita não esteja ainda bem estabelecida. Neste caso, uma microestrutura ferrítica ultrafina (atingindo a ordem de nanômetros) seria produzida em aços por processos que combinam tratamentos térmicos, laminação a morno e recozimento intercrítico, ou seja, realizado entre as temperaturas A1 e A3 (Silva, 2007). Para aços com microestrutura martensítica, é também usual a laminação a frio antes do recozimento intercrítico. A presença de martensita somada a deformações elevadas favorece o surgimento de novos sítios para nucleação.

2.2- CONFORMAÇÃO A FRIO

Os processos de conformação a frio, por causarem grandes deformações, têm forte influência no aumento de sítios para nucleação e, conseqüentemente, no refino de grão.

Mais especificamente, em processos de laminação a frio, e tendo como base processos atuais desenvolvidos por empresas laminadoras, pode-se definir como etapas principais destes processos, a laminação e o recozimento.

Normalmente, as operações de laminação a frio / recozimento, que serão abordadas em mais detalhes a seguir, são etapas finais dos processos de conformação mecânica devido principalmente, as excelentes qualidades superficiais e tolerâncias dimensionais. Os esforços de conformação são muito elevados o que restringe, em

certos casos, o tamanho das peças produzidas e em alguns materiais, a conformação não pode ser realizada devido à baixa ductilidade do metal (Costa e Mira, 1985). Ao fim do processo é comum, ainda, a aplicação de um passe de encruamento, ou seja, uma nova passagem pelos laminadores com uma redução de cerca de 1 % para acabamento da superfície das chapas e eliminação de linhas de Lüders.

2.2.1- Laminação a frio

Segundo Sandim (2003), a microestrutura de um metal sofre sucessivas mudanças durante a deformação plástica a frio. A primeira é a mudança na morfologia dos grãos, que se tornam mais alongados, acompanhada de um considerável aumento na área total dos contornos de grão. Esta forma alongada dos grãos se deve ao encruamento (empacotamento) sofrido pelo material durante o processo de laminação a frio (Santos, 2007). Simultaneamente ao alongamento, discordâncias são geradas continuamente durante a deformação e passam a interagir entre si levando à formação de subestruturas mais complexas.

Aços microligados são utilizados em processo de laminação a frio quando se deseja:

- Aumentar a resistência mecânica, permitindo um acréscimo da carga unitária da estrutura ou tornando possível uma diminuição proporcional da seção, ou seja, o emprego de seções mais leves;

- Melhorar a resistência à corrosão atmosférica. Este é um fator importante a considerar, porque a utilização de seções mais finas pode significar menor vida da estrutura, a não ser que a redução da seção seja acompanhada por um aumento correspondente da resistência à corrosão do material;

- Melhorar a resistência ao choque e o limite de fadiga;

- Elevar o limite de escoamento sem perda apreciável da ductilidade.

- Material para peças de segurança, pois proporciona aos componentes alta resistência mecânica, elevada tenacidade e boa ductilidade.

- Substituição de materiais onde a aplicação exige tratamento térmico posterior à estampagem (exemplo, Cementação, Têmpera e Revenimento).

Ainda sobre o conceito de deformação plástica a frio, para Cottrell (1975), ela ocorre pela movimentação de defeitos, denominados discordâncias, que se movem através do metal e originam o escorregamento, em larga escala, entre grandes massas de átomos. A densidade de discordâncias pode elevar-se muito. Pode-se assim produzir deslizamentos cruzados, que impedem o movimento das discordâncias e endurecem ou encruam o material.

Conforme descrito por Keh e Weissman (1963), o estado encruado dos aços baixo carbono é muito similar ao estado encruado do ferro puro. Por apresentar numerosos sistemas de escorregamento (estrutura cristalina CCC) e alta energia de falha de empilhamento, o ferro puro tem grande propensão à formação de um arranjo celular de discordâncias após a deformação plástica.

Sabe-se, ainda, que o encruamento aumenta muito o número de discordâncias de um metal. Um metal totalmente recozido tem uma densidade de discordâncias da ordem de 10^6 a 10^8 cm^{-2} e, quando fortemente encruado, pode ter aproximadamente 10^{12} . Portanto, a deformação a frio é capaz de aumentar o número de discordâncias de um metal de um fator da ordem de 10.000 a 1.000.000. Como cada discordância é um defeito cristalino com uma deformação do reticulado associada, o aumento da densidade de discordâncias torna maior a energia armazenada no metal (Reed-Hill, 1982).

Na deformação a frio, a maior parte da energia gasta se dissipa na forma de calor, mas uma fração é armazenada no metal como energia de deformação associada aos defeitos cristalinos criados pela deformação. A quantidade de energia retida depende do processo de deformação e de outras variáveis, tais como composição do metal, velocidade e temperatura de deformação (Reed-Hill, 1982). Durante a deformação plástica a frio, a energia armazenada produz um aumento nos sítios de nucleação e um aumento da força motriz para a recristalização (Niikura et al, 2001). A recristalização inicia durante processo posterior de recozimento. Para que isto ocorra a deformação gerada na conformação deve exceder um valor crítico (ϵ_{cs}) determinado pelas condições de deformação e tamanho dos grãos anteriores.

Em pequenas deformações, a região do contorno apresenta encruamento maior que o interior dos grãos. Esta diferença tende a diminuir com o aumento da deformação. Para grandes deformações, contornos de grão continuam a ser locais de nucleação, mas também pode ocorrer nucleação em regiões do interior dos grãos. Sua importância

relativa, portanto, diminui. A presença de contornos, nesta condição, pode acelerar processos de crescimento e rotação de subgrãos, por serem fontes e sumidouros de lacunas e de discordâncias (Doherty e Spunar, 1994).

2.2.2- Recozimento

Segundo Thelning (1984) e Chiaverini (1987) o recozimento é um processo ou tratamento térmico, com objetivo básico de aumentar a ductilidade dos materiais metálicos. Os aços podem ser recozidos com o fim de alcançar um ou vários dos seguintes objetivos: aliviar tensões devido aos tratamentos mecânicos a frio, promover a recristalização após deformação a frio, melhorar a usinabilidade, alterar as propriedades mecânicas como resistência e ductilidade, modificar os característicos elétricos e magnéticos, ajustar o tamanho de grão, homogeneizar a composição após fusão, remover gases e, eliminar os efeitos de tratamentos térmicos ou mecânicos anteriores.

O material trabalhado a frio é bastante estável mecanicamente, podendo, sua microestrutura, permanecer indefinidamente em baixas temperaturas. Mas não é um estado termicamente estável. Cerca de 5% da energia total gerada no trabalho plástico é armazenada principalmente na estrutura de discordâncias do metal. Para a liberação desta energia há a necessidade de movimentação das discordâncias, que é um processo termicamente ativado (Cottrell, 1975).

O resultado desses movimentos termicamente ativados é um rearranjo da estrutura do metal trabalhado a frio. Segundo Costa e Mira (1985), em temperatura entre $0,3-0,5 T_f$, as discordâncias são bastante móveis para formar arranjos regulares. Nesta situação, os defeitos pontuais e as discordâncias de sinal contrário aniquilam-se. As de mesmo sinal agrupam-se em paredes celulares definidas. Este processo de recuperação faz com que os metais trabalhados a frio amaciem (Cottrell, 1975).

A maciez original é inteiramente restaurada pelo aquecimento acima de $T = 0,5 T_f$, quando se formam grãos com baixa densidade de discordâncias, os quais crescem continuamente até que a estrutura toda seja, então, recristalizada.

O recozimento de aços baixo carbono após laminação a frio envolve os seguintes processos (Ushioda et al., 1984):

- dissolução parcial da cementita durante o aquecimento, liberando carbono, que se difunde na matriz;
- recuperação;
- recristalização da matriz deformada;
- crescimento de grão.

Na fase de dissolução da cementita, o teor de carbono em solução sólida na matriz após o recozimento depende do carbono em solução na matriz após o processo de laminação a frio e de quanto carbono é liberado da cementita.

Com relação à recuperação, ela engloba vários processos termicamente ativados que reduzem a energia armazenada no metal durante a deformação a frio, pela redução do número e pelo rearranjo de defeitos cristalinos. A recuperação não envolve a migração de contornos de alto ângulo, portanto o cristal deformado mantém seu arranjo cristalográfico, ou seja, sua textura, embora a densidade e a distribuição de defeitos cristalinos sejam alteradas (Ferreira et al, 2003).

Durante a recuperação, há a eliminação de defeitos e aglomerados de defeitos de ponto, aniquilamento e rearranjo de discordâncias, poligonização ou formação de subgrãos e crescimento dos subgrãos (Speich e Leslie, 1972; Nutting, 1969 e Matsumara e Tokizane, 1982).

Quanto à recristalização, ela pode ser definida como a migração de contornos de alto ângulo “varrendo a microestrutura” e absorvendo defeitos cristalinos, sendo que, o principal potencial termodinâmico para que ela ocorra é a energia armazenada na deformação. Quando há a formação de uma região livre de defeitos, circundada por um contorno de alto ângulo, a recristalização prossegue por meio do crescimento desse “núcleo” sobre a matriz ainda não recristalizada (Padilha e Siciliano, 2003).

A presença de partículas de segunda fase mais resistentes que a matriz também favorecem a nucleação. Discordâncias geradas junto a partículas grandes e com caminho livre médio elevado também levam a núcleos de recristalização, por mecanismos que envolvem migração de subcontornos (Humphreys, 1977).

Os mecanismos de rearranjo de discordâncias, de modo a formar uma região com baixa densidade de defeitos associada a um contorno de alto ângulo com alta mobilidade e, portanto, capaz de migrar rapidamente sobre a matriz encruada, são definidos como nucleação da recristalização. A nucleação ocorre em locais preferenciais

como bandas de transição, ou bandas de deformação, que são heterogeneidades freqüentemente encontradas na microestrutura de metais deformados e são caracterizadas por deformações heterogêneas do reticulado (Padilha e Siciliano, 1996).

As heterogeneidades de deformação são regiões que contém grande quantidade de defeitos cristalinos e distorções no reticulado. Essas regiões contêm os “núcleos em potencial” ou “embriões”, que são formados na deformação plástica. Conforme já mencionado, o potencial termodinâmico para a recristalização (a migração de contornos de alto ângulo) é a energia armazenada durante a deformação plástica na forma de defeitos cristalinos (Ferreira et al, 2003).

É habitual considerar dois tipos de crescimento de grão: normal e anormal. O crescimento normal ou contínuo de grão ocorre gradualmente e resulta em um aumento do diâmetro médio dos grãos. A distribuição de tamanhos de grão é monomodal e sua forma varia pouco com o tempo. O crescimento anormal ou descontínuo de grão ocorre quando alguns poucos grãos crescem muito mais rapidamente do que a média dos grãos normais e também é conhecido com o nome de recristalização secundária. A distribuição inicial de tamanhos de grãos pode ser monomodal, mas passa por uma etapa bimodal e finalmente retorna para uma distribuição monomodal de grãos exageradamente grandes (Ferreira et al, 2003).

Tratamentos térmicos específicos também podem ser adicionados as operações citadas anteriormente, com intuito de melhoria de propriedades. Os aços de baixo carbono, por exemplo, podem ser tratados termicamente para produzir uma estrutura bifásica (ferrita - martensita) com objetivo de reter alta resistência. O tratamento térmico pode consistir em um “recozimento intercrítico” (entre as linhas A3 e A1) seguido de resfriamento rápido para promover a transformação de autenita em martensita (Tavares et al, 1999). Segundo Balancin et al (2006), nesses aços, a microestrutura martensítica tem forma de ripas e a subestrutura é formada com alta densidade de discordâncias arranjadas na forma de células, que formará posteriormente uma matriz ferrítica com partículas de cementita finamente dispersas.

2.2.3- Refino de grão na conformação a frio

O refino de grão na deformação a frio pode ser obtido com a combinação de mecanismos de recristalização, transformação de fase e aplicação de grandes deformações. O refino de grão além de aumentar a resistência dos aços afeta o encruamento e a textura cristalográfica (Silva, 2007).

Na conformação a frio, grãos ultra finos podem ser obtidos pela conformação de materiais com microestrutura inicial bifásica, constituída de ferrita / martensita ou por deformações plásticas severas.

Ueji *et al.* (2003) estudaram a laminação a frio (redução de 50%) de um aço de baixo carbono com microestrutura inicial ferrítica/ martensítica. Após recozimento a 500⁰C foi observada estrutura lamelar típica de materiais produzidos por processos de deformação plástica intensa. A microestrutura obtida era constituída de grãos ferríticos ultrafinos e partículas finas de carbonetos precipitados uniformemente, além de alguns blocos de martensita revenida. O tamanho de grão médio foi de 180 nm.

O mecanismo de formação da microestrutura lamelar após deformação decorre de um processo de “subdivisão” dos grãos prévios induzida por deformação. A presença de martensita na microestrutura inicial acelera esta “subdivisão”, evitando a necessidade de se empregar deformação plástica intensa. O mecanismo pelo qual a martensita acelera esta subdivisão ainda não está claro, embora Ueji *et al.* (2003) tenham sugerido que este efeito seja devido a martensita ser uma microestrutura metaestável mais fina. Outro efeito importante ocasionado pela martensita é a fina precipitação de carbonetos, durante o recozimento, que ancora os contornos de grãos ferríticos e evita o seu crescimento. A precipitação destes finos carbonetos é devida ao revenimento da martensita.

O refino de grão por deformação plástica severa (*severe plastic deformation – SPD*) vem sendo estudado nos últimos 15 anos. O nível de deformação plástica inerente a este processo altera parâmetros fundamentais dos materiais, usualmente insensíveis à microestrutura, como a temperatura de Curie e Debye, o módulo de elasticidade, difusividade, atrito interno e saturação magnética (Valiev et al, 2000).

A técnica da “deformação plástica severa” resulta na fabricação de ligas e metais cristalinos com tamanho de grãos na ordem de nanômetros através da aplicação de

intensa deformação plástica sob a condição de alta pressão e baixa temperatura (menor do que 40% da temperatura de fusão do material) (Valiev e Alexandrov, 1999).

O termo SPD é amplo e inclui métodos tradicionais de deformação, tais como laminação, estampagem ou extrusão a frio, além de métodos mais específicos como ECAP (extrusão angular em canais), SPTS (deformação por torção sob alta pressão) ou múltiplo forjamento.. O objetivo é a obtenção de estrutura de granulação ultrafina, com contornos de alto ângulo, uma vez que apenas nesses casos pode ocorrer uma mudança qualitativa nas propriedades dos materiais.

A aplicação de grandes deformações a frio em uma matriz com partículas finamente dispersas é uma forma de se produzir aços com grãos ferríticos ultra-finos (Nagai, 2001). O emprego de grandes deformações favorece a ocorrência da recristalização dinâmica, e aumentam os sítios de nucleação (Silva e Balancin, 2003). A presença de pequenas partículas durante o processamento termomecânico de aços torna a microestrutura resultante mais estável e homogênea Mabuchi et al. (1999) e Shin et al. (2001). Segundo estes autores a precipitação de partículas finas de cementita nos contornos de grão ferríticos inibe o crescimento de grão ferrítico, devido ao efeito de ancoramento de contorno exercido pelos precipitados (Silva, 2003).

2.3- REFINO DE GRÃO E PROPRIEDADES MECÂNICAS

Segundo Valiev e Alexandrov (1999) pequenas modificações na microestrutura provocam grandes variações nas propriedades mecânicas de materiais metálicos. Este fato tem causado grande interesse entre os pesquisadores devido a propriedades como resistência, plasticidade e tenacidade, que são exigências crescentes do mercado, poderiam ser melhoradas com custos relativamente baixos.

São conhecidos vários mecanismos que aumentam a resistência mecânica de metais, entre eles o endurecimento por precipitação que, embora melhore significativamente a resistência, reduz a tenacidade. Segundo Siciliano e Ono (2006), outra maneira de elevar-se a resistência mecânica de um aço é aumentando o seu teor de carbono. Entretanto, há perda em várias outras propriedades, como conformabilidade e soldabilidade. Uma maneira possível de obter-se alta resistência mecânica em aços com

baixo teor de carbono e, ao mesmo tempo, manter as outras propriedades desejadas seria pelo refino de grão.

No estudo sobre refino de estrutura deve-se considerar que as características da estrutura formada são determinadas não apenas pelo próprio material (microestrutura inicial, composição de fase e tipo de estrutura cristalina), mas também pelo regime da deformação (taxa de deformação, temperatura, pressão e rota aplicada). Em geral, um decréscimo na temperatura e um aumento na deformação contribuem para o refino da microestrutura e a obtenção de grãos menores (Valiev et al, 2000). Como consequência da microestrutura com granulação fina, tem-se o aumento da resistência e a diminuição da temperatura de transição dútil-frágil do material (Santos et al, 2003).

Quanto menor o tamanho de grão, maior a quantidade de contornos, o que dificulta a movimentação de discordâncias pelo material devido a maior desorientação cristalina encontrada nas regiões de contorno (Dieter, 1981). Esta dificuldade de movimentação de discordâncias implica em aumento da resistência mecânica do material.

Na figura 2.4 é apresentada a relação entre o tamanho de grão e o limite de escoamento de um aço ARBL (alta resistência baixa liga). Nota-se que quanto menor o tamanho de grão (maiores valores de $d^{-1/2}$) maior a tensão limite de escoamento.

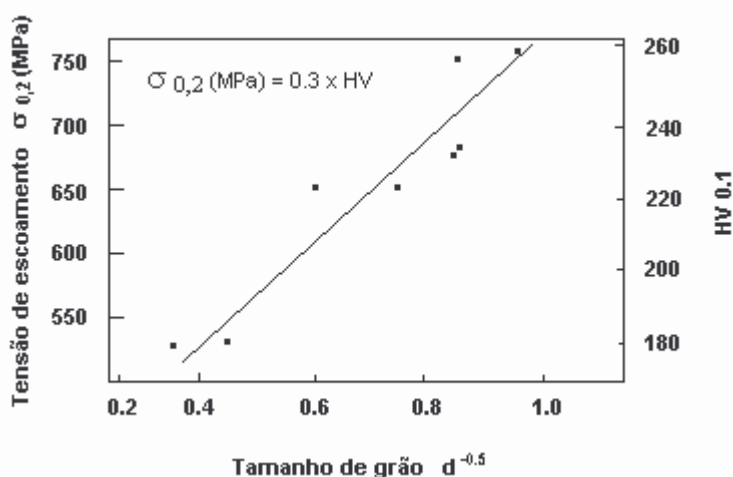


Figura 2.4- Relação entre diâmetro de grão ferrítico ($d^{-1/2}$) e tensão limite de escoamento de aços microligados ao Nb-Ti. (Hou et al., 2003).

Pode-se observar na figura 2.4, que o limite de escoamento está relacionado com o tamanho de grão pela relação Eq. 2.1, estabelecida empiricamente por Hall e Petch em 1951 e 1953, respectivamente (Dieter, 1981).

$$\sigma_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (\text{Eq. 2.1})$$

Onde: $\sigma_{0,2}$

σ_e = Tensão de escoamento;

σ_0 = Tensão de atrito que se opõe ao movimento das discordâncias;

k = Constante que representa uma medida da extensão do empilhamento das discordâncias nas barreiras;

d = Diâmetro médio dos grãos;

Na figura 2.4 observa-se, ainda, que além do limite de escoamento, a dureza Vickers também está relacionada com o tamanho de grão (eixo y esquerda) permitindo a obtenção de uma relação direta entre limite de escoamento e dureza, que neste caso é de $\sigma_{0,2} \text{ (MPa)} = 0,3 \times \text{HV}$.

O tamanho de grão também afeta a conformabilidade conforme mostrado a seguir (Lobão, 2003):

a) Aços com tamanho de grão pequeno têm elevada resistência, mas baixos coeficientes de anisotropia normal \bar{R} e conformabilidade limitada. Valores de \bar{R} baixos indicam, por exemplo, a obtenção de uma pior textura para embutimento. Este assunto será discutido mais detalhadamente nos próximos itens.

b) Aços com maior tamanho de grão tem maior estampabilidade. Entretanto, se a granulação for muito grosseira pode ocorrer uma rugosidade elevada da superfície da chapa, inviabilizando a sua utilização. Este defeito é conhecido como casca de laranja.

2.4- TEXTURA

Segundo Viana e Paula (2003), a textura cristalográfica de materiais policristalinos pode ser definida como uma distribuição de orientações dos grãos não aleatória, ou seja, se concentram ao redor de alguma orientação particular. Agregados policristalinos isentos de orientação preferencial são raramente encontrados tanto entre os materiais naturais como entre os processados industrialmente. Rochas e minerais cristalinos freqüentemente desenvolvem textura durante sua solidificação. Fibras naturais e artificiais também apresentam orientação de suas cadeias moleculares durante o crescimento ou manufatura.

A textura pode se desenvolver em um metal ou liga durante uma ou mais operações de processamento, tais como fundição, conformação mecânica e recozimento. Filmes metálicos depositados por “sputtering”, eletrodeposição ou CVD (“chemical vapour deposition”) também podem apresentar textura, embora seus mecanismos de formação sejam complexos e pouco conhecidos (Lima, 2003).

O desenvolvimento da “textura de deformação” em um material é função do mecanismo (deslizamento e/ou maclagem) e da quantidade de deformação. Os mecanismos de deformação dos grãos de um policristal não são diferentes daqueles existentes em um monocristal. Portanto, é possível se obter o comportamento mecânico de um policristal a partir do comportamento de seus cristais componentes (Viana e Paula, 2003). As texturas de deformação são de extrema importância por serem o substrato cristalográfico sobre o qual a textura de recristalização se formará (Viana e Paula, 2003).

Na conformação mecânica, a deformação plástica ocorre principalmente por deslizamentos de determinados planos cristalinos. Nesse processo, o reticulado cristalino sofre rotação, por deslizamento de planos ou por maclação, para orientações mais favoráveis, estabelecendo a chamada textura de deformação (Stüwe e Faustmann, 1969). A textura final de deformação de uma dada peça ou corpo de prova depende principalmente da mudança de forma imposta na conformação e da temperatura em que o material foi deformado. Nas pequenas deformações ela é função também da orientação inicial dos grãos antes da deformação.

Quando o metal deformado é recozido pode ocorrer recuperação e/ou recristalização, dependendo do grau de deformação, do tempo e principalmente da temperatura de recozimento (Lima, 2003). Geralmente, o recozimento em temperaturas mais baixas de materiais levemente encruados causa apenas recuperação e pequena ou nenhuma modificação da textura. Em temperaturas mais altas ocorre frequentemente recristalização. A recristalização pode levar à ausência de textura, desenvolver componentes de textura extremamente intensas (diferentes da gerada pela deformação) ou, simplesmente, não alterar a textura de deformação.

A alteração da textura de deformação, durante a recristalização, é decorrente da nucleação e crescimento de novos grãos durante tratamento térmico. Os novos grãos formados podem ter uma orientação diferente, denominada de “textura de

recristalização”, pois estão muito mais livres de defeitos, ou seja, com menor energia acumulada (Blum e McQueen, 1996). Além disso, o tratamento térmico de recozimento em temperaturas elevadas e após baixos graus de deformação pode levar à formação de grãos grosseiros (Lima, 2003).

Além da “textura de deformação” e da “textura de recristalização”, segundo Viana e Lopes (2003), a orientação preferencial também pode ser introduzida no material por transformação de fase e, neste caso, a textura do produto é chamada de “textura de transformação”.

Em geral, diz-se que a textura é formada por uma orientação cristalina, próxima da qual as orientações de um razoável volume do material (número de grãos) se agrupam. Nas chapas laminadas, a componente é referida pelo plano cristalino $\{hkl\}$ que é paralelo ao plano da chapa e pela direção $\langle uvw \rangle$, pertencente ao plano $\{hkl\}$, que é paralela à direção de laminação (DL). Isto fixa a posição do cristal em relação aos eixos DL (direção de laminação), DT (direção transversal), DN (direção normal) da chapa.

A textura pode influenciar nas propriedades dos materiais tanto positivamente como negativamente. Nos aços baixo carbono, por exemplo, a alta estampabilidade está associada à presença de grande quantidade de planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa enquanto a baixa estampabilidade está associada à grande incidência de planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa (Ray et al., 1994). Em geral, existe uma excelente correlação entre a anisotropia normal (\bar{R}) e a relação de intensidades (I_{111}/I_{100}) medida por difração de raios-X na superfície da chapa. Nos itens seguintes o fator anisotropia será melhor detalhado.

A formação de textura favorável nos aços baixo carbono é função da composição do aço, temperatura de acabamento e temperatura de bobinamento durante a laminação a quente, porcentagem de redução durante laminação a frio, velocidade de aquecimento e temperatura de recozimento após a deformação a frio e aplicação de passe final de acabamento (“skin-pass”) (Filho, 2003).

Há vários métodos de representar a textura de um material policristalino. Para todos eles, é preciso que as orientações cristalinas presentes no material sejam determinadas de algum modo. Tradicionalmente, tem-se usado a difração de raios-X e, recentemente, o uso do EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) associado à

microscopia eletrônica de varredura (MEV) também se mostrou muito eficaz (Viana e Paula, 2003).

Com relação à medição do nível de textura de um material, com a difração de raios-X, por exemplo, análises quantitativas mais completas de textura podem ser obtidas através de figuras de pólo, figuras de pólo inversa ou função de distribuição de orientações cristalinas (FDOC), que expressa a probabilidade de um cristal ter determinadas orientações $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ (Callim, 1986 e Magnabosco, 1986).

O desenvolvimento da técnica para determinação da FDOC iniciou quando Roe (1965) propôs a utilização da base teórica de Euler para relacionar um sistema de referência macroscópico com o triedro cristalográfico, fazendo três rotações sucessivas, a saber (figura 2.5):

- rotação de ψ em torno da direção normal ao plano da chapa DN.
- rotação de θ , a seguir, em torno da direção de laminação DL.
- rotação de ϕ em torno da direção DN.

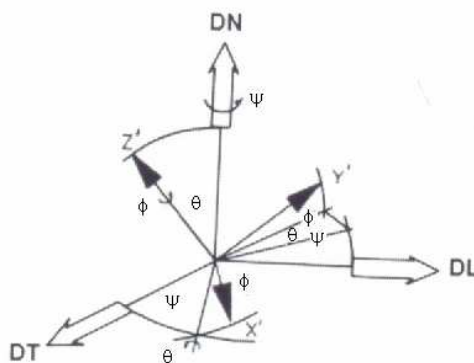


Figura 2.5- Definição dos ângulos de Euler (Viana e Paula, 2003).

A orientação $\{h k l\}$, $\langle u v w \rangle$ se relaciona com ψ , θ e ϕ através de:

$$\begin{bmatrix} h \\ k \\ l \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -\text{sen}\theta\cos\phi \\ \text{sen}\theta\text{sen}\phi \\ \cos\theta \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. 2.2})$$

$$\begin{bmatrix} u \\ v \\ w \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\psi\cos\theta\cos\phi - \text{sen}\psi\text{sen}\phi \\ -\cos\psi\cos\theta\text{sen}\phi - \text{sen}\psi\cos\phi \\ \cos\psi\text{sen}\theta \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. 2.3})$$

O cálculo da FDOC foi, então, realizado de acordo com o método de Roe (1965) e expressa a probabilidade (W) de um cristal ter sua orientação definida pelos ângulos de Euler:

$$w(\psi, \theta, \phi) = \sum_{l=0}^{\infty} \sum_{m=-l}^l \sum_{n=-l}^l W_{lmn} Z_{lmn}(\cos \theta) \exp.(-im\psi) \exp.(in\phi) \quad (\text{Eq.2.4})$$

onde:

$w(\psi, \theta, \phi)$ = Probabilidade de um cristal ter a sua orientação definida por ψ , θ e ϕ ;

ψ , θ e ϕ = ângulos de Euler;

Z_{lmn} = polinômio generalizado de Legendre;

W_{lmn} = coeficientes da série harmônica que descrevem a FDOC, que são inerentes ao material e de seu histórico térmico e mecânico.

i = unidade de números complexos.

l , m , n = índices das séries de harmônicos esféricos.

2.5- ESTAMPAGEM

A conformação de chapas metálicas, normalmente, é executada em matrizes e punções, montadas em prensas de variadas capacidades, as quais são dimensionadas para suprir os esforços necessários na fabricação (Rocha, 2006). A conformação de chapas, ou estampagem, envolve os processos de embutimento e estiramento, ou combinação destes. Ela submete o material a estados complexos de deformações e tensões. Costuma-se admitir, devido às pequenas espessuras das chapas e para diminuir a complexidade do processo, um estado plano de tensões $\sigma_z = 0$ (Magnabosco, 1994).

Como mencionado, os limites do comportamento de uma chapa em estampagem podem, a princípio, ser estabelecidos pelo que ocorre no *embutimento* e no *estiramento*, considerando que a maioria dos processos apresenta estas duas condições. No primeiro, figura 2.6a, deseja-se que a peça apresente, ao final da operação, um mínimo de variação de sua espessura original. Isto é possível com o escorregamento do material para dentro da matriz. Já no estiramento, figura 2.6b, a variação da espessura é

efetivamente empregada na fabricação das peças, onde as chapas são fixas na base forçando a redução da espessura (Viana et al, 2002).

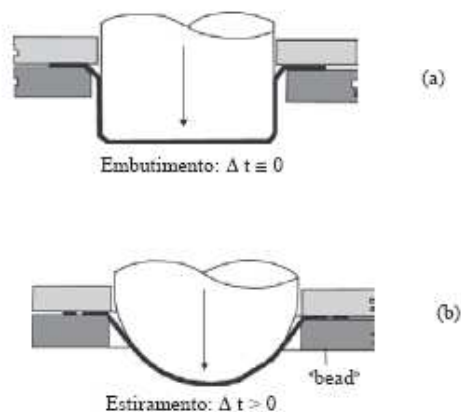


Figura 2.6- Operações esquemáticas de (a) embutimento e (b) estiramento.

Lange (1993) apresentou as deformações que podem ocorrer na estampagem através de um diagrama mostrando os caminhos de deformação (figura 2.7). Este diagrama mostra as deformações sofridas pelo material através de uma malha circular impressa na chapa, tanto no estiramento quanto no embutimento profundo.

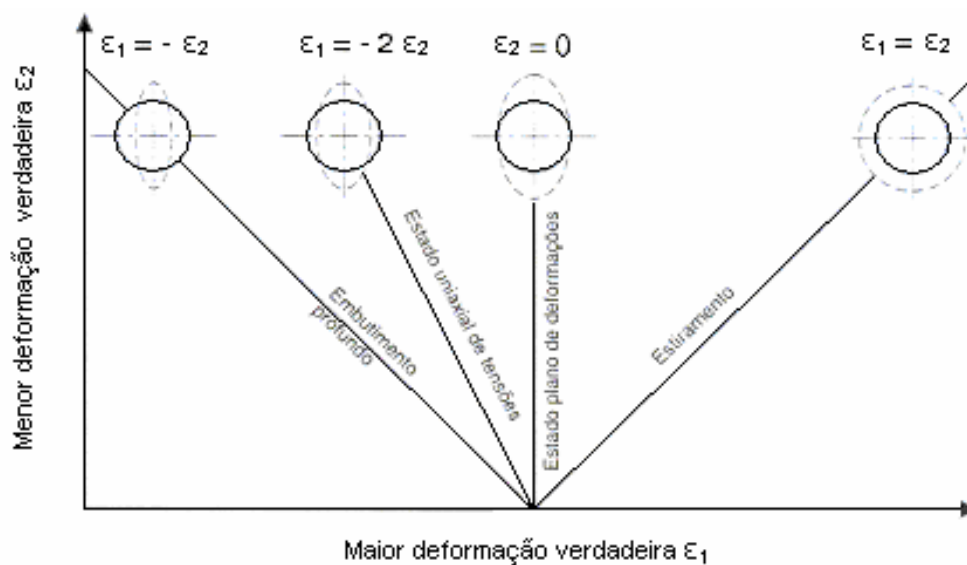


Figura 2.7- Deformações no embutimento profundo e no estiramento para uma malha circular (Lange, 1993).

No estiramento predominam tensões trativas, e portanto, somente em materiais muito dúcteis podem ser obtidas grandes deformações. O estiramento pode constituir de

uma etapa de várias operações de conformação de chapas finas, como, por exemplo, na conformação de um copo fundo hemisférico, onde a chapa é estirada sobre a face de um punção. A maioria das estampagens complexas presentes na indústria envolvem um componente de estiramento.

Como a conformação por estiramento é definida por um estado biaxial trativo de deformações, um material, para ter um bom comportamento em processo de estiramento, deveria distribuir as deformações de forma homogênea para retardar ao máximo o início da estricção, a qual leva à fratura. Então, chapas que apresentam alta ductilidade e encruamento são particularmente desejáveis para os processos de estiramento (Rocha, 2006).

O processo de embutimento, segundo Brescianni (1991), submete a chapa plana a um estado de tensões e deformações que alteram sua espessura durante o processo. Neste processo há escorregamento de material para dentro da cavidade da matriz variando a espessura para cada ponto da peça. Desta forma se diferencia do processo de estiramento, onde se utiliza prensa chapas para evitar o escorregamento. Para peças cilíndricas existem três estados de tensão no processo de embutimento: um na flange, um na lateral e um no fundo do copo.

Na figura 2.8a é apresentado o embutimento de um copo. A deformação em diferentes posições ao longo de sua seção, figura 2.8b, que mostra a heterogeneidade da deformação. Isto é evidenciado no diagrama de deformações principais no centro e na borda do copo, figura 2.8c, em um dado estágio do processo.

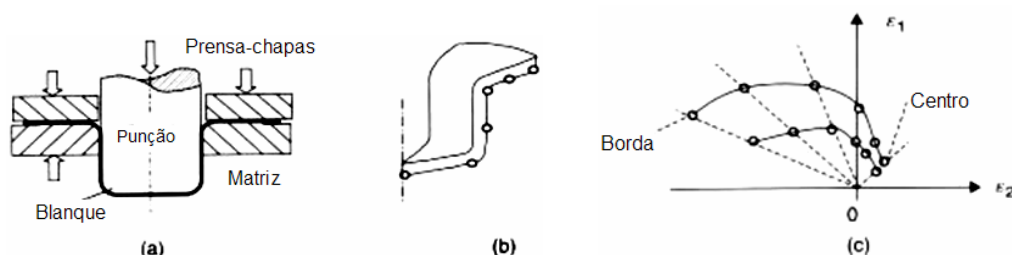


Figura 2.8- Representação esquemática da deformação em pontos diferentes durante a estampagem de uma peça (Marciniak, et al., 2002).

2.5.1- Estampabilidade

Um fator importante durante o processo de estampagem é a conformabilidade, ou estampabilidade. A conformabilidade avalia a capacidade de produção de peças sem o surgimento de falhas. Esta falha pode ser devida à ocorrência de fratura ou à instabilidade plástica localizada (estricção), sendo esta última a causa mais comum da limitação da estampabilidade. Nos processos de estampagem de aços, onde esta propriedade é fundamental, geralmente se utilizam aços de baixo teor de carbono. Estes aços possuem, em geral, boa estampabilidade e propriedades mecânicas adequadas para o projeto de peças.

Para Souza (1974), uma boa conformabilidade é caracterizada pela combinação entre baixos valores de tensão de escoamento e altos valores de alongamento, de coeficiente de anisotropia normal e expoente de encruamento. Como regra geral, a conformabilidade decresce com o aumento da tensão de escoamento. Apesar desta regra poder ser verdadeira para uma variedade de classes de aços, é uma generalização muito fraca. A tensão de escoamento meramente indica a tensão onde se inicia a deformação plástica e não indica a quantidade de deformação plástica permissível antes da estrição. Uma comparação entre aço de baixo carbono e aço inoxidável é um excelente exemplo. A tensão de escoamento do aço inoxidável pode ser o dobro do aço de baixo carbono, mas a conformabilidade é geralmente melhor (a figura 2.1 também mostra esta comparação para outras famílias de aços).

O comportamento de uma chapa durante estampagem depende da capacidade do material suportar maiores deformações antes da falha. A experiência prática mostra dois parâmetros fortemente indicativos da habilidade do material ser conformado. O primeiro é o coeficiente de encruamento (n). O valor de n determina a habilidade do material de ser estirado. Quanto maior for o valor do coeficiente de encruamento, maior será a capacidade do material de distribuir as deformações na presença de um gradiente de tensões. O segundo parâmetro é o coeficiente de anisotropia (R). Ele indica a anisotropia de propriedades causada pela orientação cristalográfica preferencial dos planos e direções cristalinas (textura) (Filho, 2003 e Pero-Sanz et al, 1999). Este coeficiente controla fortemente a habilidade do material a ser embutido (Santos, 2007).

O termo n é definido como o expoente da relação tensão deformação da equação de Hollomon:

$$\sigma = k \cdot \epsilon^n \quad (\text{Eq. 2.5})$$

Esta equação é um modelo empírico para curva “tensão X deformação” no intervalo compreendido entre o início da deformação plástica e a estricção no ensaio de tração. Os valores do coeficiente de resistência, k , e do expoente de encruamento, n , podem ser obtidos a partir dos valores experimentais de tensão e deformação.

O coeficiente de encruamento determina o aumento de tensão para cada incremento de deformação. Quanto maior o valor de n , mais “encruável” será o material e maior a resistência a estricção. O valor de n também indica a deformação máxima que o material pode sofrer antes da estricção, pois a deformação uniforme, ϵ_y , é igual a n .

Existem vários métodos para medir o valor de n . A base para a maioria é a linearização da equação (2.5):

$$\log \sigma = \log k + n \cdot \log \epsilon \quad (\text{Eq. 2.6})$$

A equação 2.6 representa uma reta dada pela equação $y = a + nx$ quando inseridas no gráfico log-log (figura 2.9). O valor n é o coeficiente angular obtido pelo gráfico ($n = \tan \theta = a/b$).

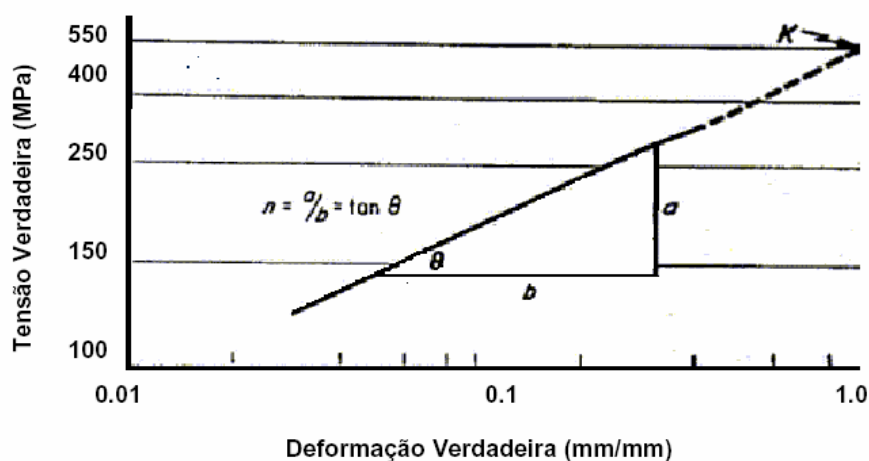


Figura 2.9- Esquemq para cálculo do valor de n .

O coeficiente de encruamento, ou o início da estricção também pode ser determinado aplicando-se o critério de Jaoul-Crussard (Ramos et al, 1979), o qual

estabelece que a estricção tem início quando $d\sigma / d\varepsilon = \sigma$. Derivando a equação 2.5 em relação a ε obtém-se:

$$\frac{1}{\sigma} \cdot \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{n}{\varepsilon} \quad \Rightarrow \quad \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{n \cdot \sigma}{\varepsilon} \quad (\text{Eq. 2.7})$$

Desta forma pode-se calcular n através do coeficiente angular da reta de regressão fornecida pela equação 2.6 e pelo critério de Jaoul-Crussard traçando-se a curva $d\sigma / d\varepsilon = \sigma$ juntamente com a curva “tensão X deformação”. Neste caso, o expoente de encruamento n é determinado pela inteseccção das curvas $d\sigma/d\varepsilon$ e σ em função de ε .

Entretanto, os expoentes de encruamento obtidos pelos dois diferentes critérios não produzem o mesmo resultado. Os expoentes de encruamento obtidos pelo critério de Jaoul-Crussard, fornecem valores mais baixos, que podem corresponder a aproximadamente metade daqueles obtidos pelo método de linearização da reta. Entretanto, para aços com 0,15 a 0,30 % de carbono, os valores obtidos pela aplicação destes dois critérios se aproximam, não apresentando diferenças significativas (Ohmori et al, 2004) e (Song et al, 2005).

Combinado ao coeficiente de encruamento, o grau de anisotropia do material tem grande influência nas propriedades de estampagem. Frequentemente, a anisotropia de materiais é representada pelas razões de deformação, conhecidas como R-values (razão de deformação plástica) ou como fator de anisotropia ou como coeficiente de Lankford, que é obtido pela razão entre a deformação verdadeira na largura (ε_w) e a deformação verdadeira na espessura (ε_t) na região de alongamento uniforme em um corpo de prova submetido a um ensaio de tração.

Na figura 2.10 são mostrados os esforços trativos e compressivos no plano da chapa em um processo de embutimento. Como já mencionado anteriormente, R é um parâmetro desenvolvido por Lankford (1950) para caracterizar a resistência ao afinamento do material. R é uma função da orientação cristalográfica do material no plano da chapa.

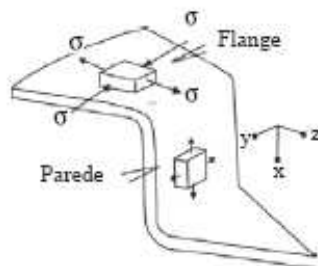


Figura 2.10- Tensões típicas do embutimento.

O valor R é dado por:

$$R = \varepsilon_w / \varepsilon_t = \ln(W_f / W_o) / \ln(t_f / t_o) \quad (\text{Eq. 2.8})$$

Onde W_f e W_o são as larguras, e t_f e t_o são as espessuras, final e inicial.

Devido também à existência de anisotropia no plano da chapa, R pode apresentar variações para diferentes direções e, geralmente, são definidos dois parâmetros:

a) Coeficiente de anisotropia normal (\bar{R}):
$$\bar{R} = \frac{R_{0^\circ} + R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{4} \quad (\text{Eq. 2.9})$$

onde: R_{0° , R_{45° e R_{90° são os valores de R medidos a 0° , 45° e 90° com a direção de laminação (figura 2.11).

Este parâmetro indica a habilidade de uma chapa metálica resistir à deformações na espessura, quando submetida a forças de tração e/ou compressão, no plano da mesma.

b) Coeficiente de anisotropia planar (Δr):
$$\Delta r = \frac{R_{0^\circ} - 2.R_{45^\circ} + R_{90^\circ}}{2} \quad (\text{Eq. 2.10})$$

O coeficiente de anisotropia planar indica a diferença de comportamento mecânico que o material pode apresentar no plano da chapa.

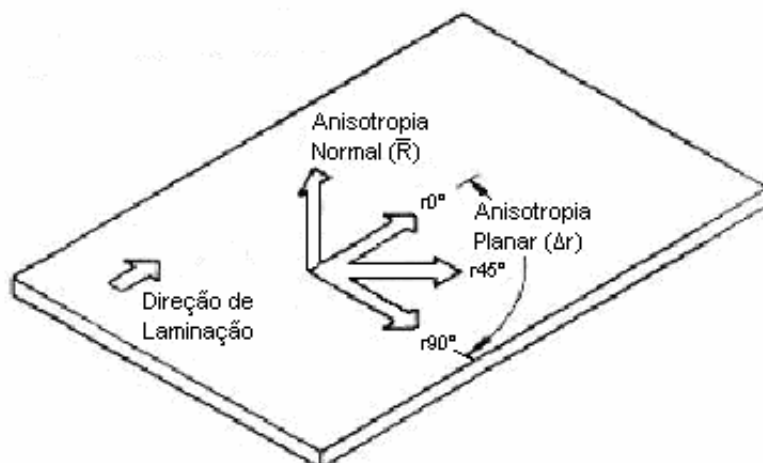


Figura 2.11- Relação entre direção de laminação, \bar{R} e Δr (Usiminas, 1999).

Um material isotrópico tem $\bar{R} = 1$ e $\Delta r = 0$. Um valor de $\bar{R} > 1$ indica que a resistência da chapa na direção da espessura é maior do que na largura (diz-se que a chapa está reforçada por textura). Neste caso o material é resistente ao afinamento e terá maior resistência ao escoamento em condições de compressão-compressão ou tração-tração. Isto se torna vantajoso em operações de embutimento. Em caso contrário a chapa é dita amolecida por textura.

Na figura 2.12 a relação de \bar{R} com as tensões em um processo de embutimento estão apresentadas.

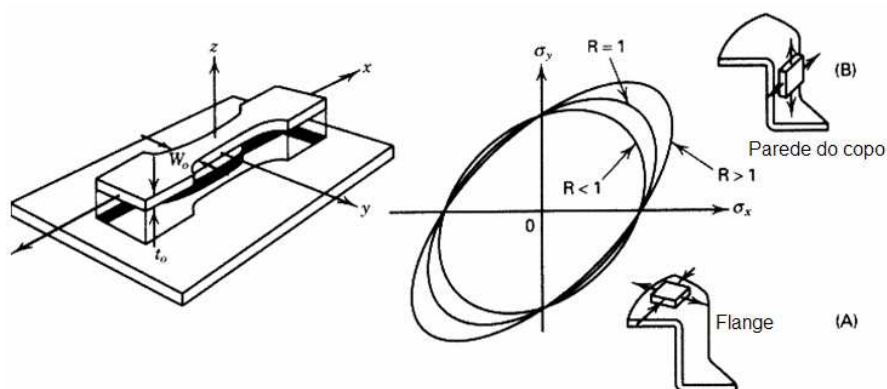


Figura 2.12- Efeito da variação de \bar{R} sob a deformação de um copo embutido (Rocha, 2006).

No gráfico de σ_x X σ_y , as curvas representam o início do escoamento. Para um material isotrópico, a curva correspondente é a indicada por $\bar{R}=1$. Materiais

anisotrópicos possuem $\bar{R} \neq 1$. Nota-se que a resistência ao afinamento da chapa (valores maiores de σ_x e σ_y) aumenta para valores de \bar{R} maiores que 1.

Em geral, \bar{R} é relacionado com a profundidade do embutimento. Maiores valores de \bar{R} resultam em um embutimento mais profundo. O efeito desta relação é mostrado esquematicamente na Figura 2.13.

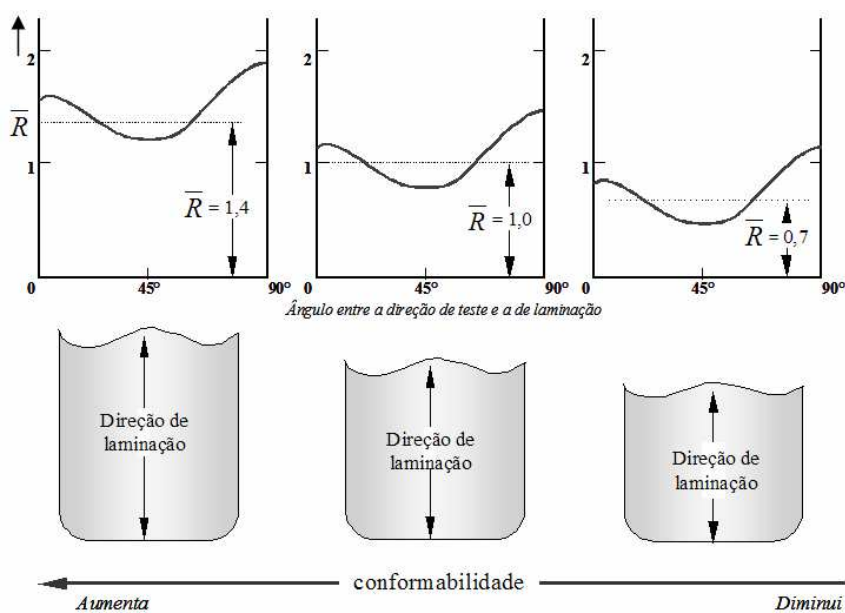


Figura 2.13 – Relação entre \bar{R} e profundidade de embutimento.

As curvas superiores indicam a maneira típica na qual \bar{R} varia com a direção de teste para um aço de baixo carbono. A relação do coeficiente de anisotropia normal, \bar{R} , no embutimento é indicada pelo tamanho relativo dos copos abaixo de cada curva (Rocha, 2006).

Δr indica a variação de R no plano da chapa, determinando a extensão do fenômeno de *earing* (orelhas). Uma estampagem ótima é obtida pela combinação de um elevado valor de \bar{R} e um valor de Δr igual a zero (Filho et al., 1995 e Evangelista, 2000).

É importante destacar, também, a boa correlação existente entre o parâmetro \bar{R} , a textura do tipo $\{111\}$ (figura 2.14) e o tamanho de grão (figura 2.15).

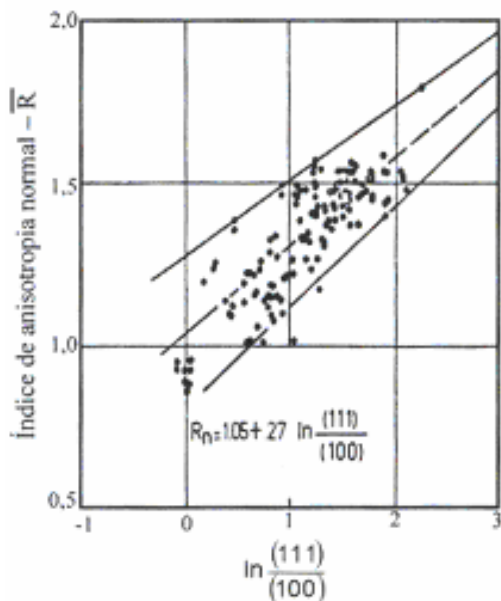


Figura 2.14- Relação entre textura e \bar{R} (Ghosh e Hecker, 1975).

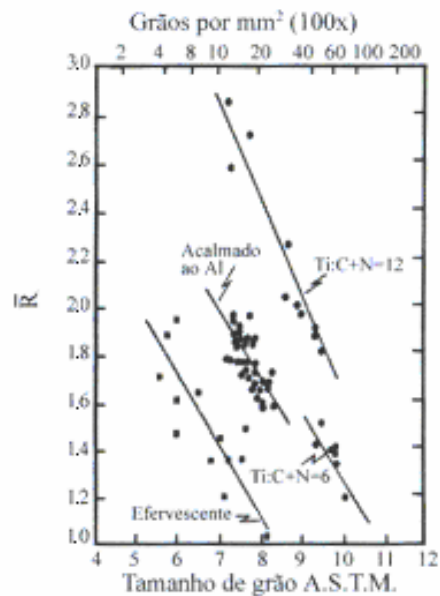


Figura 2.15- Relação entre tamanho de grão e \bar{R} (Mishra e Daermann, 1982).

Nos aços de baixo carbono a alta estampabilidade está associada à presença de grande quantidade de família de planos $\{111\}$ paralelos à superfície da chapa enquanto a baixa estampabilidade está associada à grande incidência de planos $\{100\}$ paralelos à superfície da chapa (Filho et al., 1995).

A anisotropia destaca-se pelo fato da chapa de aço ter propriedades distintas nas várias direções de laminação. Ela aparece por causa da orientação preferencial do metal após uma grande deformação por trabalho mecânico (anisotropia cristalográfica) ou devido ao alinhamento de inclusões, vazios, segregação ou de uma segunda fase precipitada por causa, também, de trabalho mecânico (fibramento mecânico ou textura metalográfica) (Srouf, 2002).

Emburry (1987) apresenta diferentes aspectos que relacionam os vários parâmetros associados com a estampabilidade de chapas, em um diagrama. São aspectos relativos à ductilidade, anisotropia, nível de tensão, encruamento e qualidade da superfície da chapa, figura 2.16. Algumas vezes, é necessário realizar uma combinação destas características, quando se estiver comparando diferentes classes de materiais.

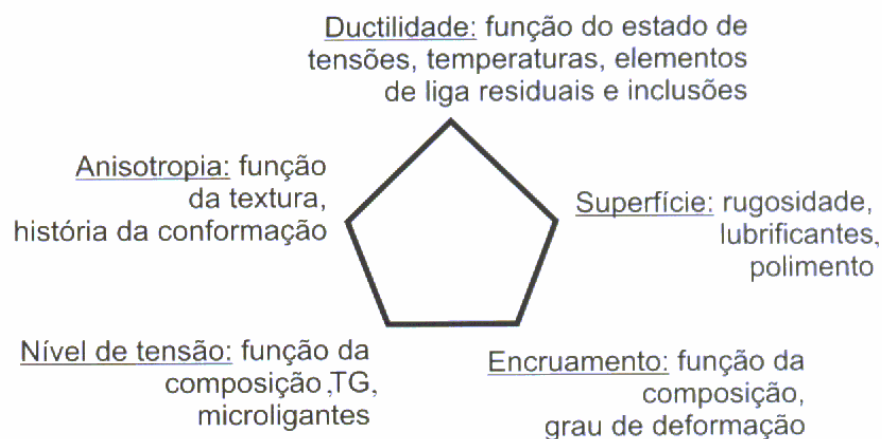


Figura 2.16- Parâmetros que influem na estampabilidade (Emburry, 1987).

Devido à grande dificuldade de avaliação da conformabilidade de chapas metálicas através de um único ensaio, torna-se necessário à utilização de uma grande variedade de testes.

Além de ensaios indiretos, como os ensaios de tração já mencionados, que possibilitam a obtenção das propriedades do material, como: limite de escoamento, limite de resistência, módulo de elasticidade, alongamento total até a fratura, coeficiente de encruamento, coeficiente de anisotropia normal e planar (Lobão, 2003), ensaios simulativos, ou diretos, são utilizados para determinar a conformabilidade de chapas metálicas. Nestes casos visa-se simular uma determinada condição de carregamento. Alguns exemplos destes ensaios são: Erichsen, Olsen, Swift, Fukui, Nakazima e Marciniak (Magnabosco, 1994). No ítem 2.6 será mostrado detalhes do ensaio Nakazima (utilizado neste estudo).

Segundo Keeler (1968), um bom entendimento da conformabilidade dos metais é essencial para a produção de estampados de qualidade. Não há qualquer índice que permita que a conformação de um material específico seja previsível para todas as condições de produção ou todos os estampos. Um material que é facilmente conformável para uma determinada geometria pode vir a falhar quando é usado para uma geometria diferente.

A estampabilidade de chapas está relacionada tanto com a resposta mecânica dos materiais submetidos aos complexos caminhos de deformação, como com a interação destes com a superfície do ferramental. Uma relação rigorosa entre o comportamento durante a deformação e as propriedades mecânicas, apresenta elevadas dificuldades. Por

outro lado, a automação dos processos de conformação de chapas impõe demandas cada vez maiores sobre a repetitividade das propriedades do material estampado (Filho, 2003).

2.6- CURVAS LIMITE DE CONFORMAÇÃO

Uma boa ferramenta que tem sido utilizada para determinar o limite de conformação do material são as “curvas limite de conformação”, ou simplesmente CLC’s. Uma CLC é um diagrama empiricamente construído e largamente utilizado para descrever o lugar geométrico das deformações principais críticas que ocorrem na superfície da chapa, para as quais a estricção altamente localizada se torna visível ou ocorre a fratura (Rocha, 2006). Essa relação permite avaliar se o material e o processo estão adequados à manufatura da peça em questão. A necessidade de se trabalhar sempre perto dos limites de resistência do material tem contribuído muito para o aumento da utilização da curva limite de conformação para fins de controle de produção. A utilização da CLC é muito importante para o desenvolvimento de produtos, como por exemplo, no “try out” da indústria automobilística, sendo utilizada tanto pelos fabricantes e consumidores de chapas, quanto pelos fabricantes de matrizes para estampagem (Sampaio et al, 1993).

As curvas limite de conformação são geralmente usadas para avaliar a severidade das deformações em processos de conformação por estiramento, estampagem profunda e tração. A complexidade destas deformações torna difícil a avaliação da estampagem durante a etapa industrial. Contudo, o controle das falhas mecânicas no processo pode ser realizado através da comparação da distribuição das deformações da chapa, obtidas em laboratórios. Esta comparação pode ser realizada durante o ajuste do ferramental ou em análises de ruptura da peça (Lobão, 2003).

A CLC, além de predizer se o material utilizado é adequado para a peça projetada, possibilita o ajuste das condições de lubrificação e geometria do ferramental adotado no processo para melhorar a sua conformação (Rocha, 2006).

Segundo Santos (2007), elas também são usadas nas indústrias para análise real de possíveis problemas na conformação de chapas ou comparação de conformabilidade de diferentes materiais. As CLCs são determinadas em testes tecnológicos onde as

solicitações de embutimento profundo, deformação plana e estiramento biaxial são realizadas pela deformação de tiras de chapa de diferentes larguras sobre punções de diferentes geometrias, como, por exemplo no ensaio Nakazima, que utiliza punção esférico.

Como referenciado por Woodthorpe (1969), o conceito das curvas limite de conformação (CLC) foi desenvolvido por Keeler em 1965, quando este sugeriu um critério de falha empírico, baseado no par de medidas da maior (ϵ_1) e menor (ϵ_2) deformação principal superficial em um ponto crítico de falha. Este par de deformação foi definido como o ponto onde eventualmente uma fratura poderia ocorrer. Goodwin estendeu as CLCs para valores negativos da menor deformação.

O método de Nakazima, que utiliza apenas uma ferramenta, é o mais simples e o mais usado na construção de CLC's. O ensaio de laboratório consiste na marcação sobre a superfície da chapa de uma rede de círculos, seguida de teste mecânico até a fratura ou a estricção (figura 2.17).

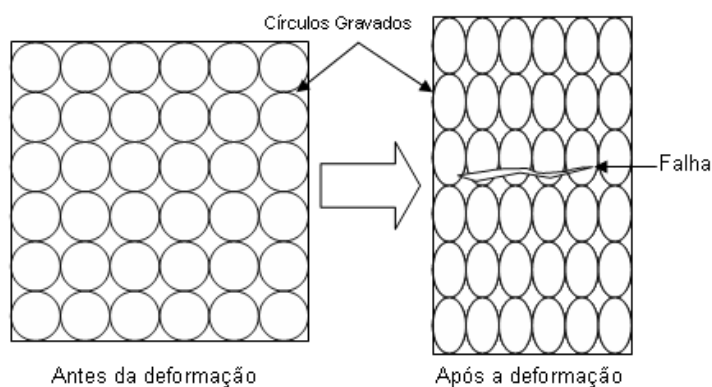


Figura 2.17- Grade de círculos gravada em uma chapa, antes e após a sua conformação (Rocha, 2006).

Neste teste, diferentes formatos de chapa são deformados em uma prensa sob a ação de um punção sólido. Os círculos são deformados, transformando-os em elipses ou em círculos de maior diâmetro. Pode-se facilmente, então, determinar as deformações ao longo da superfície medindo os diâmetros maiores e menores das elipses. As deformações obtidas na fratura (ou estricção) são plotadas em um gráfico, tendo como eixo da abscissa a menor deformação e da ordenada a maior deformação principal verdadeira. A característica fundamental do método é que todos os pontos obtidos no teste para um mesmo material estão sobre a mesma curva limite de conformação

daquele material. No ensaio até a ruptura têm-se a CLC à ruptura, e no ensaio até a estrição têm-se a CLC à estrição (Srouf, 2002).

A figura 2.18 mostra uma CLC, com a representação das deformações (elipses utilizadas nas medidas das deformações principais) e as situações de tensões no plano da chapa.

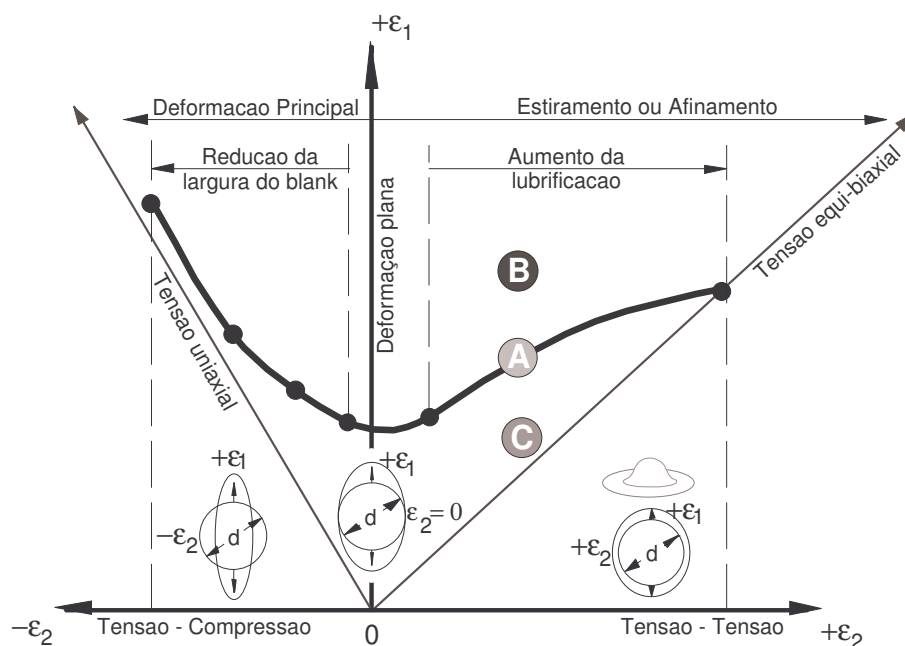


Figura 2.18- Diagrama esquemático de uma CLC (Savoie *et al*, 1998).

A região do gráfico à direita representa deformações de tração-tração, as quais comumente ocorrem sobre o topo do punção ou sobre condições de estiramento. Já a porção à esquerda representa estados de tração-compressão.

Os eixos ϵ_1 e ϵ_2 , da figura 2.18, referem-se à máxima e mínima deformações principais, respectivamente. A curva em negrito, que é a CLC, representa o limite da região de falha, ou seja: acima da CLC, região B na figura 2.18, tem-se um estado de deformação inviável levando, possivelmente, o material a estrição; sobre a CLC, região A, tem-se um estado crítico para se trabalhar, uma vez que qualquer pequena variação do processo pode levar a fratura da chapa; abaixo da CLC, região C, tem-se condições viáveis para trabalho.

A interpretação da CLC é direta. Para produzir uma peça boa, todas as combinações de pontos ϵ_1 e ϵ_2 da chapa precisam estar na região de segurança, abaixo da linha limite. Contudo, mesmo conseguindo uma peça sem ruptura, alguns pontos

podem se aproximar da curva limite. Em tal caso, a CLC proporciona um indicativo de um problema em potencial, porque uma pequena mudança nas condições de operação ou nas propriedades do material poderia resultar no deslocamento do par de deformação (ϵ_1 e ϵ_2), para a região de falha. Em uma circunstância como esta, fica clara a necessidade de mudança nas condições de estampagem, como por exemplo, alteração das condições de lubrificação, da geometria do ferramental ou das propriedades do material.

Segundo Plaut (2003), os principais fatores que afetam a posição da CLC são:

- Parâmetro n : se houver redução no valor de n (por exemplo, por redução a frio, diminuição do tamanho de grão, aumento dos teores de C, N e Mn) observa-se uma redução acentuada na posição da CLC para deformações biaxiais.

- Parâmetro \bar{R} : para deformações menores negativas, a posição da CLC é insensível ao valor de \bar{R} . No entanto, o valor de \bar{R} afeta no caminho tomado durante a deformação, ou seja, para valores mais elevados de \bar{R} o caminho se torna não-linear e se desloca para pontos mais altos da CLC.

- Espessura e Orientação: o aumento da espessura implica em retardar a formação da deformação localizada. O efeito conjunto da espessura e dos valores de n pode ser evidenciado, principalmente, para a condição de deformação planar.

- Inclusões, impurezas e composição química: a curva CLC é afetada pela composição química do aço de acordo com os teores de carbono, manganês, e microligantes. De modo geral, os níveis da CLC tendem para valores mais baixos à medida que mais elementos de liga são adicionados.

Atualmente, a previsão da CLC de maneira analítica é alvo de muitos estudos. Do lado esquerdo da CLC ($\epsilon_2 < 0$), os resultados das previsões têm sido adequados. A falha ocorre quando a deformação na espessura atinge um valor crítico, função de n , porém independente de R e do critério de escoamento (Graf e Hosford, 1990).

Os níveis de deformações gerados por este ensaio mostram efeitos tanto de embutimento profundo quanto de estiramento devido a variação da largura dos corpos de prova. A condição de deformação de embutimento é obtida usando uma chapa de menor largura onde apenas parte dela é fixa no prensa chapas permitindo a obtenção de um estado de tensão x deformação que se tem em um embutimento. À medida que se reduz a largura dos corpos de prova se diminui conseqüentemente a ação do prensa-

chapas, que prende o material circunferencialmente em torno do punção, a fim de impedir o escorregamento da chapa. Desta forma, uma porção lateral dos corpos de prova mais estreitos que o diâmetro do prensa-chapas oferece certa liberdade para o material se deformar, tendendo a promover um esforço uniaxial de tração, gerando assim um maior alongamento do corpo de prova no sentido do comprimento e uma redução na largura. Os círculos se transformam em elipses, caso típico do embutimento profundo. Essas elipses se encontram mais alongadas (maior deformação ϵ_1) e estreitas (deformação negativa ϵ_2). Assim sendo, quanto menor a largura dos corpos de prova utilizados, menores as deformações ϵ_2 obtidas, fato este que permite a obtenção de todo o perfil da CLC para o embutimento profundo. (Santos, 2007).

O diagrama limite de conformação é um conceito construtivo para caracterizar a conformabilidade de chapas metálicas. Provou ser uma ferramenta essencial para a seleção do material, para o projeto da peça e para a seleção de ferramentas para operações de estampagem profunda. A determinação experimental das CLCs requer testes de conformação de chapas em larga escala e, conseqüentemente, uma grande variedade de equipamentos (Butuc, 2004).

3- MATERIAIS E MÉTODOS

3.1- MATERIAIS

Os materiais utilizados neste trabalho (matéria-prima – MP; e produto acabado – PA) foram cedidos pela empresa Brasmetal Waelzholz S.A. (Apêndice A), que também realizou o teste em escala industrial com a nova rota proposta (TI).

A composição química dos aços utilizados é mostrada na tabela 3.1.

Tabela 3.1- Composição química dos aços fornecidos pela indústria (% em peso).

Aço	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	Ti	N
CF ^(a)	0,13	0,79	0,016	0,005	0,21	0,034	-	-	0,0062
ML Nb ^(b)	0,09	1,04	0,018	0,004	0,07	0,039	0,036	-	0,0044
ML Nb+Ti ^(c)	0,10	0,9	0,021	0,008	0,28	0,047	0,022	0,074	0,0053

^(a)CF: Material conforme NBR 6650

^(b)ML Nb: Material conforme NBR 6656 - Microligado ao Nióbio

^(c)ML Nb+Ti: Material conforme NBR 6656 - Microligado ao Nióbio e Titânio

Cada aço foi obtido nas seguintes condições:

- MP= laminado a quente (matéria-prima da indústria). Espessura= 2 mm.
- PA= laminado a frio e recozido (produto acabado da indústria). Espessura= 1 mm.

A seguir são mostrados os parâmetros de produção do produto acabado (PA) na indústria:

- Laminação: a frio com redução de 50% de espessura (2 para 1mm).
- Recozimento: em caixa a 700°C por 4 horas.
- Passe de encruamento (laminação a frio) com aproximadamente 1% de redução de espessura.

Os códigos utilizados nas amostras obtidas na simulação em laboratório (segunda etapa do estudo) são mostrados na tabela 3.2.

Tabela 3.2- Amostras obtidas após processamentos em laboratório.

ROTA DE PROCESSAMENTO	MATERIAL	DESIGNAÇÃO
1	CF	CF-R1
	ML Nb	ML Nb-R1
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R1
2	CF	CF-R2
	ML Nb	ML Nb-R2
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R2
3	CF	CF-R3
	ML Nb	ML Nb-R3
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R3
4	CF	CF-R4
	ML Nb	ML Nb-R4
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R4
5	CF	CF-R5
	ML Nb	ML Nb-R5
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R5
6	CF	CF-R6
	ML Nb	ML Nb-R6
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R6
7	CF	CF-R7
	ML Nb	ML Nb-R7
	ML Nb+Ti	ML Nb+Ti-R7

Por fim, um único material foi produzido em equipamentos industriais instalados na empresa Brasmetal Waelzholz S.A (designado neste trabalho como ML Nb+Ti-TI). Trata-se do material ML Nb+Ti, cuja composição química foi mostrada na tabela 3.1, processado com base na rota laboratorial 7 com adaptações aos equipamentos industriais. O detalhamento das rotas desenvolvidas serão mostradas a seguir, no item 3.2 deste trabalho.

O aço ML Nb+Ti foi o selecionado por apresentar refino de grão significativo entre os aços estudados e por ser o aço mais produzido pela própria empresa tornando-o o mais adaptável ao teste.

3.2- MÉTODOS

Este trabalho é parte integrante do projeto “Novas Ligas Estruturais para a Indústria Automobilística” aprovado na chamada CT-FVA/CNPq 01/2003 - Nanotecnologia e Materiais Avançados. Este projeto consiste no desenvolvimento de

uma pesquisa formada por uma rede cooperativa com participação de professores de várias instituições (PUC-RJ; EEIVR-UFF; UFSCAR; UFSC; UFMG; USP; UFU), além da empresa Brasmetal Waelzholz S.A., com o intuito de desenvolver novos materiais e tecnologias para o setor metal-mecânico.

Para o estudo foram utilizadas chapas de três aços distintos, um C-Mn e dois microligados, um ao Nb e outro ao Nb+Ti. Tais chapas são destinadas à utilização em processos de estampagem requerendo boa combinação entre resistência, tenacidade e estampabilidade.

Este trabalho foi dividido em quatro etapas:

- 1^a) Caracterização da matéria-prima (MP)
- 2^a) Simulações em laboratório
- 3^a) Fabricação na indústria
- 4^a) Estudo da estampabilidade (comparação entre PA e TI)

Na primeira etapa, de caracterização dos materiais, amostras das chapas produzidas atualmente na indústria foram analisadas microestruturalmente através de microscopia óptica e eletrônica de varredura. Além disso, ensaios de dureza, tração, anisotropia, textura cristalográfica e levantamento de CLC's foram realizados.

Na etapa seguinte, com o intuito de se estudar a influência da rota de processamento na estrutura final do material, foram realizadas simulações em laboratório. Foram desenvolvidos novos caminhos para processamento visando a redução do tamanho de grão.

As variáveis estudadas incluíram desde têmpera e revenido até temperaturas e tempos diversos para o recozimento. Sete rotas foram estudadas, em laboratório, conforme mostrado esquematicamente na tabela 3.3 a seguir:

Tabela 3.3- Descrição das rotas de processamento em laboratório.

ROTA	ETAPA 1	ETAPA 2	ETAPA 3	ETAPA 4
1	Deformação a frio 50%	Recozimento 700°C/ 1 hora		
2	Deformação a frio 50%	Recozimento 650°C/ 1 hora		
3	Têmpera em água (910°C/ 30 min)	Revenido 650°C/ 1 hora	Deformação a frio 50%	Recozimento 600°C/ 1 hora
4	Têmpera em água (910°C/ 30 min)	Revenido 650°C/ 1 hora	Deformação a frio 50%	Recozimento 650°C/ 1 hora
5	Têmpera em água (740°C/ 30 min)	Deformação a frio 50%	Recozimento 650°C/ 1 hora	
6	Deformação a frio 50%	Recozimento 700°C/ 4 horas		
7	Têmpera em água (740°C/ 30 min)	Deformação a frio 50%	Recozimento 650°C/ 4 horas	

A rota 1 reproduz o processo atualmente utilizado na indústria. Na rota 2 o mesmo processamento se repete com redução da temperatura de recozimento. Esta variação tem como finalidade a redução do crescimento de grão durante recozimento.

Nas rotas 3 e 4 avaliou-se o comportamento do material temperado no campo austenítico.

A rota 5 considerou-se que aços baixo carbono com estrutura bifásica (ferrita + martensita), após deformação a frio, aumentam o número de sítios de nucleação de novos grãos durante o recozimento.

As rotas 6 e 7 foram utilizadas para verificar o efeito do tempo de recozimento no tamanho de grão dos aços estudados, já que na indústria é comum se ter tempos de recozimento maiores (cerca de 8 horas).

O desenvolvimento destas rotas baseou-se na expectativa de refinar o grão do material e nas limitações de processo quanto as espessuras inicial e final do produto, já que todas as simulações e processamentos realizados tinham como base chapas com 2 mm de espessura e o produto final, necessariamente, deveria apresentar 1 mm de espessura.

Todas as etapas dos processos foram simuladas em equipamentos de menor porte instalados em laboratório (LabConf - UFSC). A conformação a frio foi realizada em uma prensa de fricção de 120 toneladas. Os tratamentos térmicos (têmpera, revenido e recozimento) foram realizados em forno laboratorial tipo “Mufla”.

Para a avaliação da microestrutura e do comportamento mecânico, obtidos nas simulações, foram realizadas análises metalográficas com determinação do tamanho de grão e ensaios de microdureza.

Para a terceira etapa, que consistiu no teste em escala industrial da rota desenvolvida em laboratório, foi testada a rota com melhores resultados quanto ao refino de grão e com melhor adaptabilidade à indústria. Devido à dificuldade em se realizar um teste deste porte em uma indústria, alguns parâmetros foram adaptados ao processo industrial.

A seguir são mostrados os parâmetros utilizados na indústria:

- Austenitização: 740°C por 2,5 minutos.
- Resfriamento: em banho de Pb+Bi a temperatura de 280°C por 15 segundos seguido de resfriamento em ar forçado.

- Laminação: a frio com redução de 50% de espessura (2 para 1mm).
- Recozimento: em caixa a 650°C por 7 horas.
- Passe de encruamento (laminação a frio) com aproximadamente 1% de redução de espessura.

As tiras produzidas no teste industrial (grãos menores) foram, então, analisadas de forma comparativa ao produto acabado da indústria (grãos maiores). O estudo da estampabilidade foi realizado através da comparação entre os coeficientes de anisotropia e de encruamento, da textura do material pela determinação da função de distribuição de orientações cristalinas (FDOC), e através da simulação direta da conformabilidade pela obtenção das curvas limites de conformação pelo método de Nakazima.

3.2.1- Análise microestrutural

As microestruturas das amostras dos materiais no estado como recebido (MP e PA), assim como das amostras produzidas pelas rotas (R1 a R7) nos testes em laboratório e pelo processamento industrial (TI), foram observadas utilizando-se microscópio óptico (Olympus mod. BX60M com uma câmara digital acoplada - Olympus P11) e eletrônico de varredura (PHILLIPS mod. XPERT).

Esta análise teve o objetivo de verificar as fases presentes e, principalmente, a morfologia e tamanho dos grãos, o que influencia diretamente as propriedades mecânicas de cada aço e, conseqüentemente, sua estampabilidade.

Nesta análise as amostras foram preparadas por procedimento metalográfico padrão, com lixamento manual até a lixa #1000 mesh e polimento em alumina de 1µm. Para a revelação das fases e contornos de grão foi utilizado, como reagente químico, nital 2% (2% de ácido nítrico em álcool etílico).

Na determinação dos tamanhos médios de grãos se utilizou o software de análise de imagens *Image Pro Lite*, que auxilia na contagem dos mesmos.

O procedimento adotado para o cálculo do tamanho de grão foi baseado na norma ASTM E 112-96. Trata-se, basicamente, da contagem de contornos de grãos interseccionados por uma linha reta com comprimento conhecido. Para cada amostra foram feitas cinco micrografias e realizadas dez contagens (retas sobrepostas) por micrografia. Os resultados de tamanho de grão de todos os materiais analisados foram

calculados através da média aritmética entre as 50 contagens (5 fotos X 10 medidas) e intervalo de variação com confiabilidade de 95% (Apêndice B).

3.2.2- Microdureza Vickers

O ensaio de microdureza foi realizado em amostras de todas as rotas de produção estudadas (MP, PA, R1 a R7 e TI). Este ensaio foi realizado segundo a norma ASTM A370, utilizando-se um microdurômetro Vickers, marca SHIMADZU – mod. HMV.

As identificações foram realizadas com carga de 2,9418 N, por um tempo mínimo de 15 segundos e penetrador piramidal de diamante. As medidas das diagonais geradas pela identificação, realizadas no próprio equipamento, geram o valor de microdureza do material. Foram realizadas sete identificações por amostra.

Cada valor apresentado é resultado da média entre as sete identificações, com intervalo de confiança calculado para um nível de certeza igual a 95%.

3.2.3- Ensaio de tração e anisotropia

As amostras PA e as do teste industrial final (TI) foram submetidas a ensaios monotônicos de tração.

A partir dos ensaios de tração as seguintes propriedades foram medidas: tensão limite de escoamento (S_e), tensão limite de resistência (S_r), alongamento total (ϵ_t) e coeficiente de encruamento (n).

Através dos ensaios de anisotropia as seguintes propriedades foram medidas: tensão limite de escoamento de engenharia (Se_0° , Se_{45° , Se_{90°), coeficiente de encruamento (n_0° , n_{45° , n_{90°) e coeficiente de anisotropia (R_0° , R_{45° , R_{90°), obtidos com ângulos de 0° , 45° e 90° com a direção de laminação no plano da chapa. Ainda foi possível o cálculo do coeficiente de encruamento médio (\bar{n}) (que tem relação direta com o estiramento das chapas), anisotropia planar (Δr) e anisotropia normal (\bar{R}) (que tem forte influência nas condições de embutimento das chapas).

Os ensaios de tração e anisotropia foram realizados utilizando uma máquina de ensaio de tração-compressão marca EMIC, modelo DL 10000, de acordo com as normas

ASTM E8M-97 e ASTM E517-81, respectivamente. A figura 3.1 apresenta os desenhos dos corpos-de-prova utilizados.

Nos ensaios de tração foram utilizados corpos-de-prova com comprimento útil igual a 50 mm. Foram utilizados para cada ensaio, 05 corpos-de-prova, sendo que os resultados apresentados equivalem a média aritmética dos valores obtidos.

Nos ensaios de anisotropia foram utilizados três corpos-de-prova (CP) para cada uma das três direções avaliadas (0° , 45° e 90° com a direção de laminação), com geometria retangular (norma ASTM E517-81 - tipo C). As tensões limite de resistência obtidas nos ensaios de tração, foram utilizadas para se estabelecer os limites de solicitação de cada material ensaiado, com tensões aplicadas próximas ao limite de resistência das chapas. Isto possibilitou a deformação dos corpos-de-prova na região plástica mas sem a ocorrência de estrição.

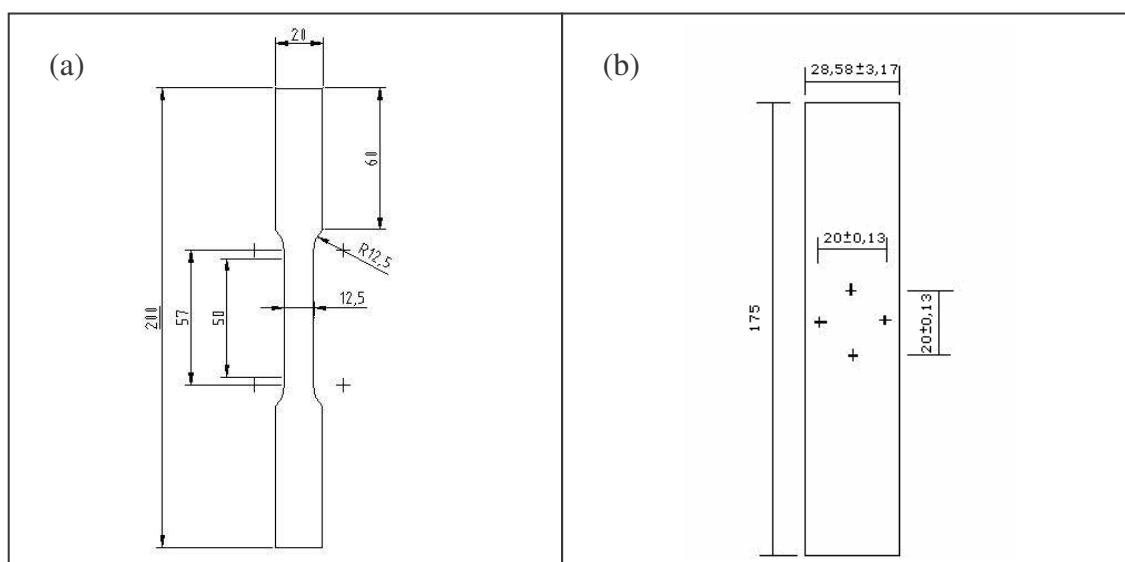


Figura 3.1- Dimensões (em mm) dos corpos de prova utilizados no ensaio de tração (a) e anisotropia (b), de acordo com as normas ASTM E 8M-97 e E517-81 - tipo C, respectivamente.

3.2.4- Textura cristalográfica

O ensaio para determinação de textura cristalográfica foi realizado na amostra do material ML Nb+Ti-PA e do material ML Nb+Ti-TI.

Para a realização dos ensaios as amostras foram cortadas, em retângulos de 20X20mm com indicação da direção de laminação, para serem analisadas na câmara de textura. As superfícies das amostras foram lixadas até lixa #600 e atacadas, por cerca de

2 minutos, em solução de 5% de ácido fluorídrico (HF) e 95% de peróxido de hidrogênio (H₂O₂). Este ataque foi utilizado para eliminar o efeito do lixamento nas superfícies das amostras.

Utilizou-se, para a análise, um difratômetro de raios-X, com câmara de textura (equipamento: Philips XPERT –XPRO) e radiação de Co K α ($\lambda = 1,79\text{Å}$) com monocromador e filtro de ferro, localizados no Laboratório de Caracterização de Materiais da Universidade Federal do Ceará.

As medidas foram feitas de 0 a 90°, com variação de 5 em 5°. O tempo de contagem em cada ponto foi de 1,5 s.

A Função de Distribuição de Orientação Cristalográfica (FDOC) de cada amostra foi calculada com software LABOTEX (pertencente à UFC).

3.2.5- Curva limite de conformação (CLC)

Para a avaliação da estampabilidade das chapas foi realizado um ensaio simulativo. Este ensaio baseou-se no procedimento e ferramental proposto por Nakazima, o qual fornece os dados para a construção das CLC's. As descrições técnicas e dimensionais do ferramental utilizado podem ser obtidas no trabalho de Lobão (2003).

O ensaio de Nakazima foi realizado de acordo com a norma ASTM E2218-02, tendo sido utilizadas 9 amostras para cada aço analisado. Os seguintes aços foram submetidos ao ensaio: CF-PA, ML Nb-PA, ML Nb+Ti-PA e ML Nb+Ti-TI. Estas amostras foram cortadas em guilhotina, paralelas à direção de laminação das chapas. As dimensões variaram de 55 a 215 mm na largura, com incremento entre elas de 20 mm, comprimento de 215 mm e espessura igual a 1,0 mm.

Em cada chapa foi gravada, com tinta apropriada, uma rede de círculos com diâmetro de 3 mm, através do método “silk screen”, para permitir a posterior medição das deformações principais próximas à região de fratura. A opção por uma rede de círculos foi decorrente da maior precisão e facilidade para a verificação dos eixos principais de deformação nas regiões deformadas.

Para o ensaio foi utilizada uma máquina universal de ensaios (ZDM U 30T) que se encontra no Laboratório de Conformação Mecânica (LabConf) na UFSC. Esta foi adaptada e utilizada nas operações de conformação. Nesta um punção esférico foi

fixado na parte superior e as chapas metálicas presas entre a matriz e o prensa-chapa (dotados de um *draw bead* para evitar o escorregamento da chapa durante a deformação) na mesa inferior (figura 3.2). O deslocamento da chapa em direção ao punção provoca a sua deformação. Quando inicia a estrição ocorre uma diminuição da força aplicada indicando o fim do processo. O critério utilizado para o término do ensaio foi a fratura em virtude da máquina utilizada não possuir sensibilidade para a detecção do início da estrição no material.

Durante os processos foi utilizado lubrificante a base de bissulfeto de molibdênio.

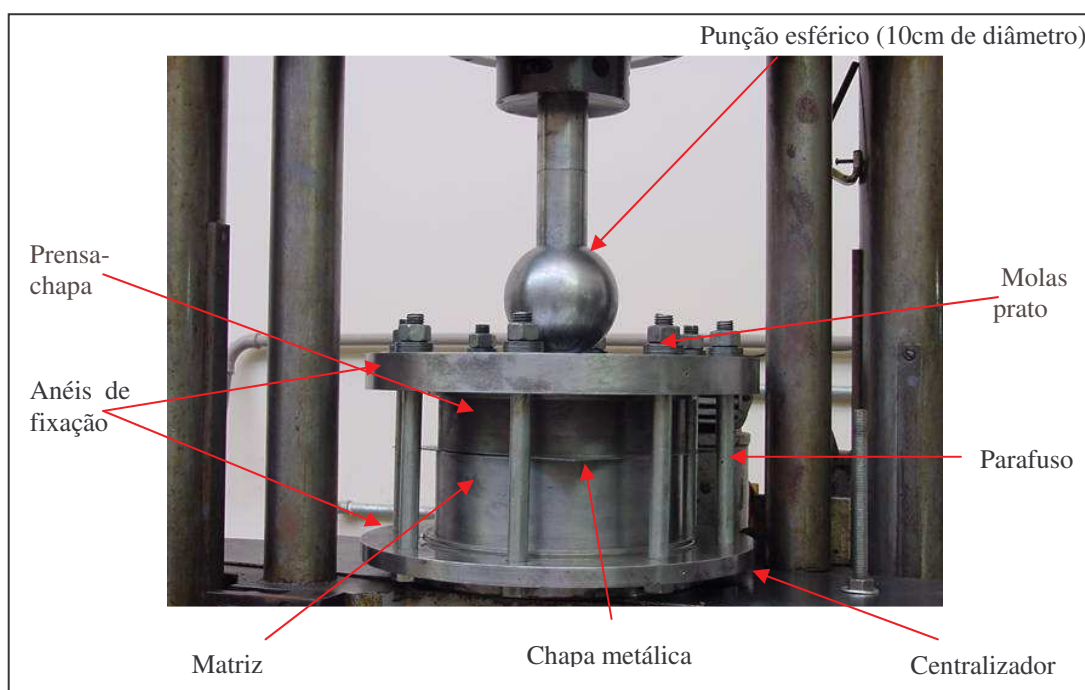


Figura 3.2- Fotografia do ferramental utilizado no Ensaio Nakazima.

Após o ensaio, foram feitas fotografias, com escalas de referência, nas regiões de fratura dos corpos-de-prova. Em seguida foram realizadas as medidas das deformações considerando-se os círculos impressos na região mais próxima possível da falha. Os círculos avaliados estão indicados na Figura 3.3.

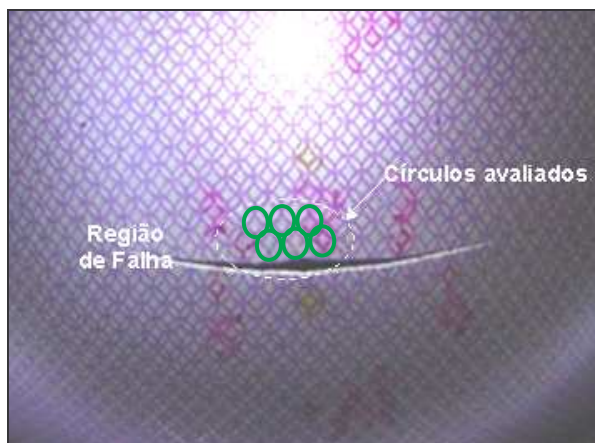


Figura 3.3- Fotografia de um corpo-de-prova Nakazima ensaiado, com região indicando 6 círculos possíveis para medição.

A medição das duas deformações principais nos círculos foi realizada por meio de um software de análise de imagem (IMAGE PLUS). Destaca-se que para reduzir o erro de tais medidas durante o cálculo das deformações relativas, fotografias também foram feitas nas chapas antes dos ensaios serem executados.

A partir das medidas dos círculos deformados, foram então calculadas as deformações principais, ϵ_1 e ϵ_2 .

Para ajustar os resultados de modo a poder se definir a curva limite de conformação (CLC) para cada chapa ensaiada, linhas de tendência baseadas em equação de segundo grau foram adicionadas com auxílio de software de tratamento de dados.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

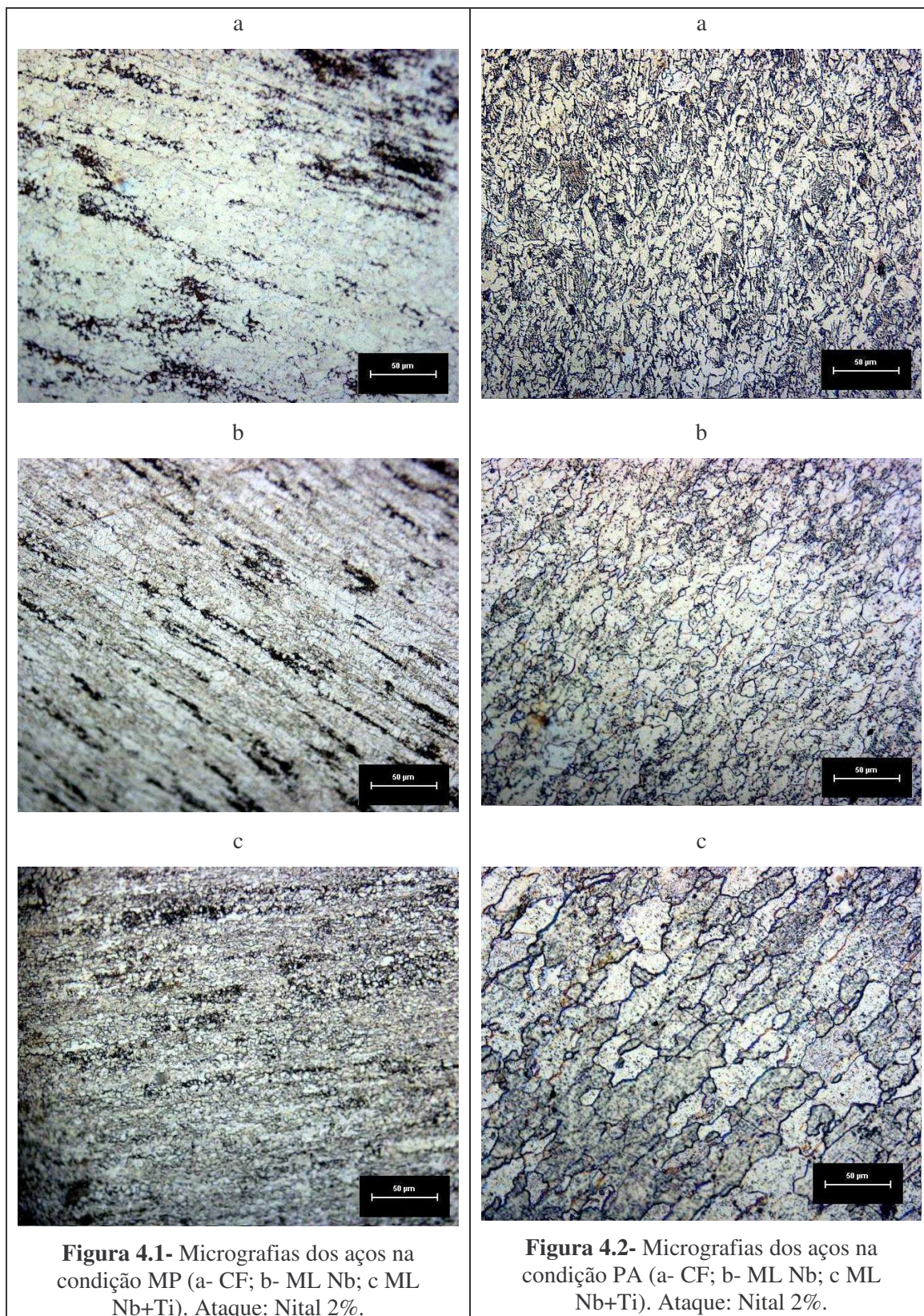
Neste capítulo serão apresentados os resultados da caracterização dos materiais de partida (MP e PA), das análises dos materiais submetidos a novas rotas de processamento em laboratório (R1 a R7) e do material gerado em escala industrial (TI). Um estudo da estampabilidade também foi possível comparando-se os resultados do material na condição PA com o material TI. Todas as avaliações se basearam na análise microestrutural (fases e tamanho de grão), nas propriedades mecânicas (dureza, resistência a tração e coeficientes de anisotropia e encruamento), na textura cristalográfica e nas curvas limite de conformação.

4.1- CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1- Análise microestrutural

As figuras 4.1 e 4.2 mostram as microestruturas, obtidas por microscopia óptica, dos três aços estudados nas condições MP (laminado a quente) e PA (laminado a frio e recozido), respectivamente. Como pode ser visto todos os aços estudados possuem matriz ferrítica.

Quanto à distribuição e formato dos grãos, os materiais na condição MP apresentam grãos mais refinados e um pouco alongados na direção de laminação. Os materiais na condição PA possuem granulação mais grosseira. Algum alongamento dos grãos, ainda pode ser observado no material recozido. Pode-se observar ainda nos materiais laminados a quente, e em menor quantidade nos materiais laminados a frio e recozidos, a presença de uma estrutura bandeada com regiões de ferrita e perlita alinhadas na direção de laminação.



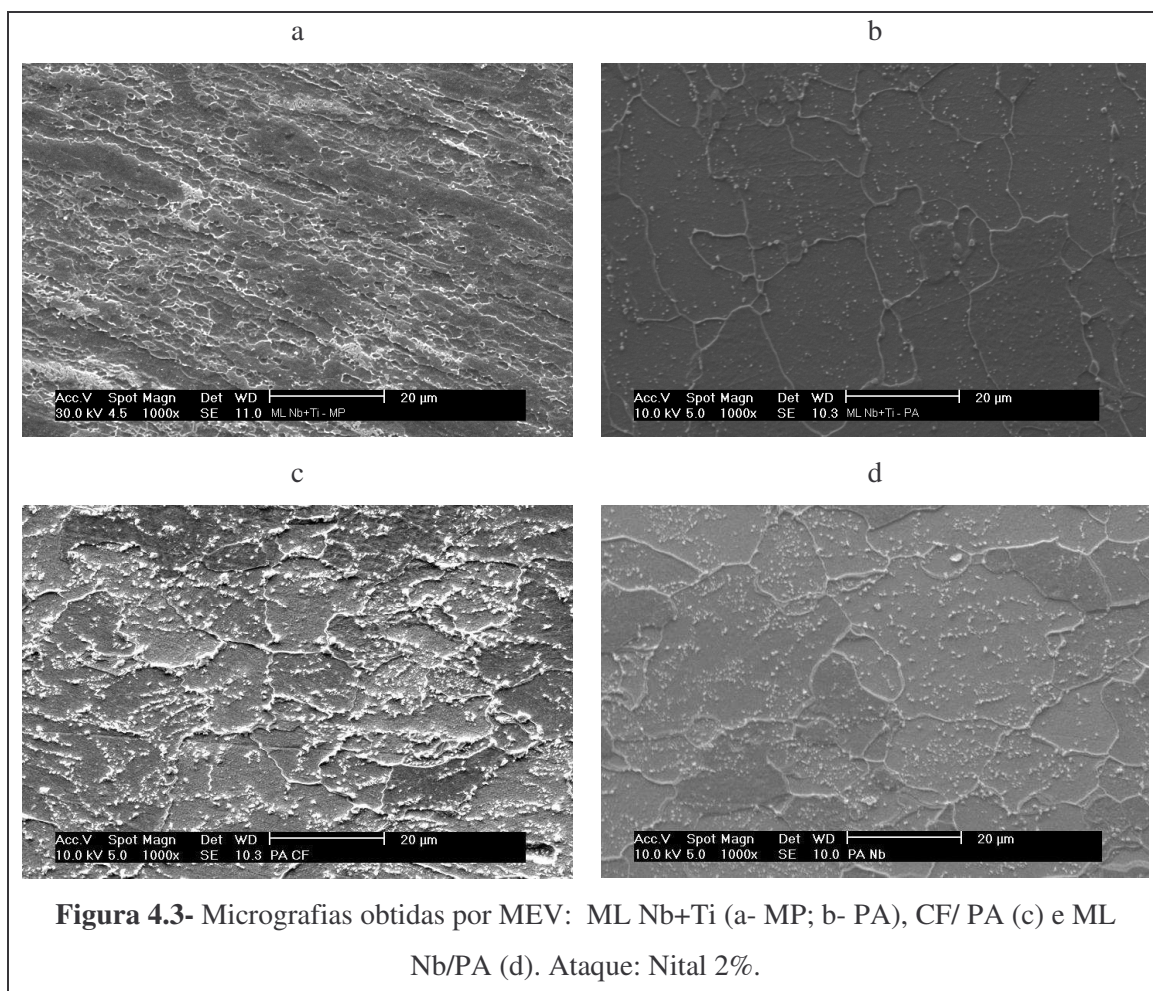
A estrutura bandeada observada no material laminado a quente é ocasionada pela segregação de Mn durante a solidificação. Nos aços estudados o teor de Mn (de 0,79 a 1,04 %) é relativamente alto, considerando aços para estampagem (em torno de 0,5%). Durante a laminação há um alinhamento das regiões ricas e pobres em Mn na direção da deformação. Estas regiões ricas em Mn tem temperatura de transformação γ - α mais baixas, fazendo com que o carbono que se particiona durante a transformação se concentre nesta região e se transforme em perlita (Teshima e Shimizer, 1965).

Nestes aços (MP) percebe-se, também, a presença de pequenas quantidades de grãos alongados provenientes do processo de laminação. Neste caso, a deformação se inicia no campo austenítico, e possivelmente termina no campo γ + α . Na região γ + α os grãos de austenita e ferrita se deformam. Durante a transformação de fases a austenita se transforma em ferrita equiaxial e a ferrita deformada só se recupera, permanecendo alongada.

Comparando-se MP e PA, todos os aços apresentaram variação de microestrutura, proveniente dos processos a que foram submetidos (laminação a quente e laminação a frio seguida de recozimento, respectivamente). O bandeamento, causado pelo efeito do manganês na laminação a quente, ainda pode ser visível após laminação a frio, mesmo após recozimento. Além disso, se percebe pequeno alongamento dos grãos, também nas amostras PA.

O alongamento dos grãos observados nas amostras, mesmo após longo período de recozimento (cerca de 4 horas), é ocasionado pela precipitação de nitreto de alumínio (AlN) durante o recozimento em caixa. A precipitação de AlN durante o aquecimento no recozimento leva a um crescimento preferencial dos grãos, ocasionando a textura cristalográfica adequada para embutimento. Esta textura adequada irá se refletir em valores de \bar{R} elevados (Reno, 1985). O tamanho de grão mais grosseiro também favorece a obtenção de \bar{R} mais elevado (Lobão, 2003).

No aço ML Nb+Ti deduz-se que o efeito do Al foi maior que nos outros aços estudados, além de apresentar maior variação de tamanho de grãos. A figura 4.3 apresenta as microestruturas obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) deste aço tanto na condição MP como na condição PA e dos aços CF e ML Nb na condição PA.



O “efeito” dessa diferença de tamanho de grão entre MP e PA, em cada aço estudado separadamente, pode ser avaliado através dos resultados apresentados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1- Tamanho de grão dos materiais de partida.

MATERIAL	CONDIÇÃO	TAMANHO DE GRÃO (µm) *	DESVIO PADRÃO
CF	MP	9,0 ± 0,6	2,0
	PA	12,0 ± 0,6	2,2
ML (Nb)	MP	7,3 ± 0,5	1,6
	PA	13,0 ± 1,0	3,6
ML (Nb+Ti)	MP	6,6 ± 0,3	1,2
	PA	15,3 ± 1,0	3,4

* Intervalo de confiabilidade de 95%

Pode-se observar uma “grande” variação de tamanho de grão das diversas amostras na condição MP (laminado a quente). Nesta condição o aço CF apresentou

maior tamanho de grão e o ML Nb+Ti menor. Isto ocorre devido ao efeito de refino de grão dos elementos microligantes, Nb e Ti. O Nióbio, que se encontra em solução em temperaturas próximas a 1200°C, precipita induzido por deformação retardando a recristalização da austenita e, portanto, refinando o grão ferrítico. O titânio, ao contrário, não se solubiliza e os precipitados existentes bloqueiam o crescimento de grãos no reaquecimento para laminação a quente (Gladman, 1997). A combinação desses dois efeitos faz com que o aço ML Nb+Ti apresente grãos menores que os outros aços estudados.

Outro aspecto importante mostrado na tabela 4.1 é o aumento do tamanho de grãos para todos os aços estudados após conformação a frio e recozimento. Este fato se baseia no tipo de processo de fabricação, onde o percentual de deformação a frio é relativamente pequeno e o tempo de recozimento muito grande (mais de 4 horas). A deformação relativamente pequena (50%) gera menor número de sítios para nucleação da ferrita recristalizada e, somado a isso, o recozimento por grandes períodos permite um crescimento mais acentuado dos grãos.

Nota-se ainda que o crescimento dos grãos, entre as condições MP e PA, para o aço microligado ao Nb+Ti, foi mais acentuado em comparação ao aço CF. Este aumento mais acentuado dos grãos nos aços ARBL está associado com a precipitação dos elementos microligantes que, neste caso, precipitam durante laminação a quente (Gallego e Kestenbach, 2004) e sofrem coalescimento devido à variação de temperatura a que são submetidos após todo processo de fabricação. Este coalescimento diminui o seu efeito refinador de grão.

4.1.2- Propriedades mecânicas

Os ensaios realizados para determinação das propriedades mecânicas dos aços estudados foram: microdureza, para as condições MP e PA, tração uniaxial e determinação dos coeficientes de anisotropia e encruamento, somente para as amostras PA.

A tabela 4.2 mostra os resultados de microdureza Vickers de cada aço.

Tabela 4.2- Microdureza Vickers dos materiais fornecidos pela indústria.

MATERIAL	CONDIÇÃO	MICRODUREZA VICKERS (HV - 2,9418 N) *	DESVIO PADRÃO
CF	MP	174 ± 2	3
	PA	139 ± 3	4
ML (Nb)	MP	208 ± 6	8
	PA	161 ± 2	3
ML (Nb+Ti)	MP	228 ± 1	1
	PA	168 ± 3	4

* Intervalo de confiabilidade de 95%

Analisando-se cada aço separadamente percebe-se que, após processo de conformação a frio/ recozimento, teve-se redução da dureza com aumento do tamanho de grãos. Isto já era esperado com base na equação de Hall-Petch, onde o limite de escoamento (σ) é função do diâmetro (d) dos grãos conforme equação 2.1, ou seja, menores valores de “d” resultam em maiores valores de “ σ ”.

Correlacionando-se microdureza com tamanho de grão, através da comparação entre as tabelas 4.2 e 4.1, percebe-se que, na condição MP, o aço com maior tamanho de grão (CF) apresentou dureza inferior e o aço com menor tamanho de grão (ML Nb+Ti) apresentou dureza mais elevada. Além do efeito do tamanho de grão, a maior dureza do aço ML Nb+Ti está relacionada, também, com o efeito dos elementos microligantes, que precipitam durante laminação e aumentam a resistência dos aços.

Após processo de laminação a frio/ recozimento (PA), todos os aços obtiveram aumento no tamanho médio dos grãos com conseqüente diminuição das durezas (equação de Hall-Petch). Nota-se, ainda, que os grãos dos aços ARBL cresceram mais significativamente do que os grãos do aço CF, entretanto, continuam a apresentar dureza mais elevada. O menor tamanho de grão do aço CF (PA) e o maior teor de carbono deste aço, quando comparado com os outros dois aços, favoreceria a obtenção de maior dureza neste aço. Entretanto, os resultados sugerem que a precipitação de carbonetos/nitretos microligados, embora já coalescidos pelo processamento industrial, ainda têm efeito na dureza final da peça (Honeycombe, 1988).

Nas tabelas 4.3 e 4.4 são mostrados os resultados dos ensaios de tração e de anisotropia.

Tabela 4.3- Resultados do ensaio de tração uniaxial (CP's a 0°) dos aços na condição PA.

PROPRIEDADES	MATERIAL		
	CF	ML Nb	ML Nb+Ti
S_e (MPa)	363	335	418
S_r (MPa)	394	404	493
e_t (%)	22,1	26,1	18,65
n	0,09	0,15	0,11

Tabela 4.4- Resultados do ensaio de anisotropia dos aços na condição PA.

PROPRIEDADES	MATERIAL		
	CF	ML Nb	ML Nb+Ti
S_{e-0° (MPa)	383	394	425
S_{e-45° (MPa)	425	386	423
S_{e-90° (MPa)	417	410	465
n_{0°	0,10	0,12	0,14
n_{45°	0,05	0,10	0,11
n_{90°	0,03	0,11	0,11
\bar{n}	0,06	0,10	0,12
R_{0°	0,91	0,86	1,20
R_{45°	0,91	0,79	2,00
R_{90°	0,87	1,26	1,20
\bar{R}	0,90	0,92	1,59
Δr	-0,025	0,27	-0,80

Como no ensaio de microdureza, o aço microligado ao Nb e Ti foi o que apresentou maior resistência mecânica entre os estudados, com valores superiores de limite de escoamento e de resistência, além de menor alongamento. Conforme já mencionado, o fato de apresentarem maior resistência mecânica mesmo apresentando grãos maiores, se baseia no maior efeito causado pelos precipitados em relação ao efeito do tamanho de grãos.

No caso do aço ML Nb, também há formação de carbonetos/nitretos, mas em menor quantidade. O efeito da precipitação, somente de Nb, não foi tão atuante como o efeito da precipitação de Nb e Ti combinados e, por isso, valores de limite de resistência e de escoamento inferiores ao aço ML Nb+Ti. Observa-se, através das tabelas 4.3 e 4.4, que os valores de limite de escoamento obtidos nos dois ensaios (de tração e anisotropia), para o aço ML Nb, se diferenciam significativamente. Como para os

demais aços os valores são semelhantes, isto é indicativo da necessidade de maiores estudos sobre os ensaios de tração uniaxial.

No Apêndice C deste trabalho estão apresentadas curvas Tensão x Deformação de dois corpos de prova para cada aço estudado. As curvas auxiliam na observação das características de cada aço, se mais dúcteis ou mais resistentes, e permitem análise comparativa com os resultados mostrados.

Através do ensaio de anisotropia puderam ser calculados os valores de tensão limite de escoamento, coeficiente de encruamento e coeficiente de anisotropia em diferentes direções com relação à direção de laminação. Os valores de limite de escoamento obtidos apresentam a mesma tendência dos obtidos no ensaio de tração, e são muito significativos, principalmente, para efeito comparativo entre os aços. Através deles confirma-se que o aço ML Nb+Ti é o que apresenta maior limite de escoamento. Além disso, outro índice significativo é o coeficiente de anisotropia normal (\bar{R}). O valor de \bar{R} (maior possível) indica que este aço possui propriedades favoráveis à estampagem profunda, diferente dos outros aços onde o \bar{R} encontrado é menor. Outra característica importante que pode ser observada é a anisotropia. Um material com $\bar{R}=1$ é isotrópico e, portanto, os aços CF e ML Nb são mais isotrópicos que o aço ML Nb+Ti.

Os resultados dos coeficientes de encruamento médio (\bar{n}) indicam que o aço ML Nb+Ti é o que apresenta melhores propriedades em operações de estiramento, já que o valor de \bar{n} para este aço foi superior ao aço CF e semelhante ao aço ML Nb.

Contudo, o valor de Δr de -0,80 indica que há possibilidade, durante a estampagem, de formação de “orelhas”, devido a anisotropia de propriedades no plano da chapa. Quanto mais próximo de zero for este valor menor é esta possibilidade.

As curvas limite de conformação, que serão comentadas mais adiante, fornecerão mais dados para estas análises.

4.1.3- Textura cristalográfica

Na figura 4.4 são mostrados os resultados das FDOC's do material ML Nb+Ti na condição PA. Na figura 4.5 está apresentado o resultado da FDOC para $\phi_2=45^\circ$.

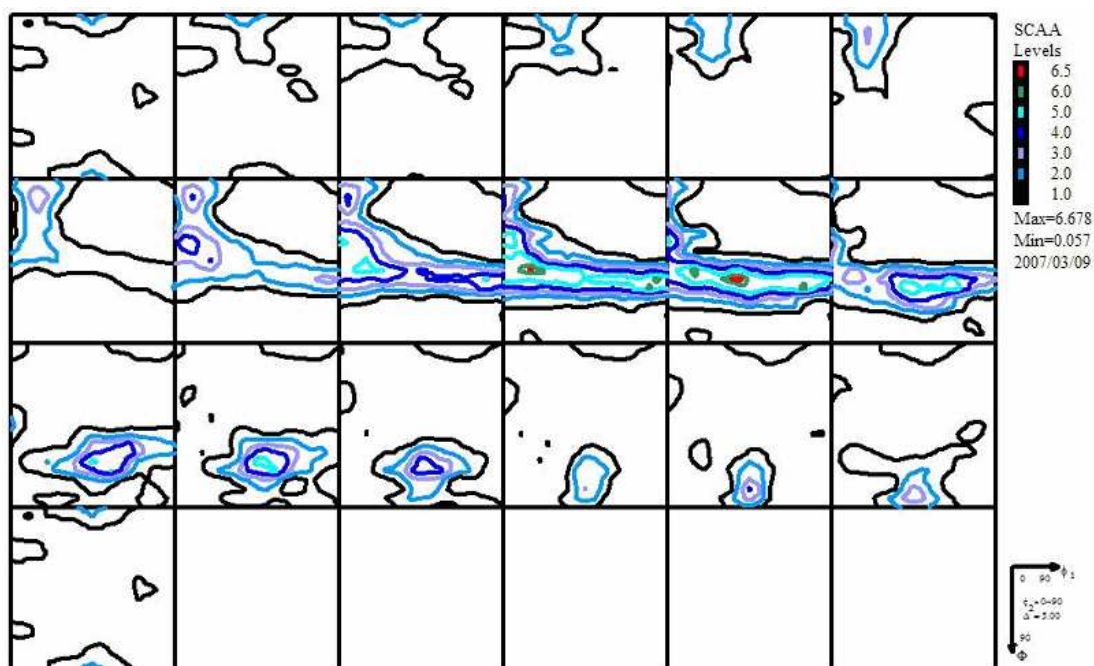


Figura 4.4- FDOC do aço ML Nb+Ti/PA parametrizadas em ϕ_2 .

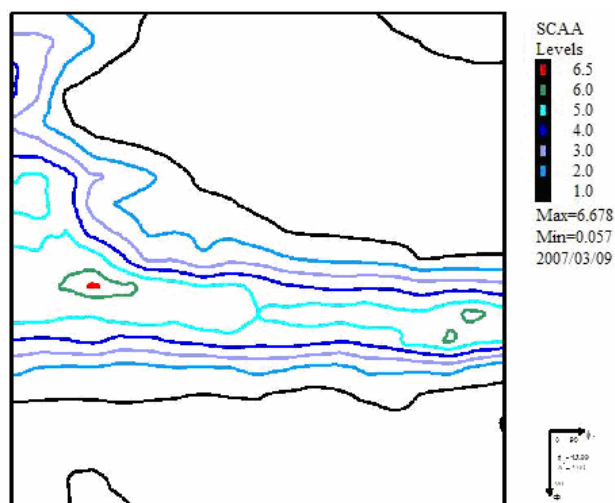


Figura 4.5- FDOC do aço ML Nb+Ti/PA para a seção de $\phi_2=45^\circ$.

Através da FDOC as intensidades das orientações principais puderam ser medidas e estão apresentadas na figura 4.6. Tal textura representa um material com boas características em aplicações de estampagem profunda, já que para tal deseja-se sempre textura $\{1\ 1\ 1\}$ paralela a direção de laminação.

LaboTex - Texture - Qualitative Analysis Report		
User: hamilton		
Project: Demo		
Sample: SCAA		
Job: 2		
Date: 2007/03/09		
Time: 16:11:07		
No	ODF	Orientation
1	5.507	{ 1 1 1 } < 0 1 -1 >
2	5.388	{ 1 1 1 } < -1 -1 2 >
3	5.064	{ 1 1 2 } < 1 -1 0 >
4	3.550	{ 1 1 3 } < 1 -1 0 >
5	2.315	{ 2 3 3 } < 0 1 -1 >
6	2.064	{ 0 0 1 } < 1 1 0 >
7	1.479	{ 3 2 3 } < 1 -3 1 >
8	1.191	{ 1 0 1 } < 5 2 -5 >
9	1.035	{ 1 2 2 } < 2 -2 1 >
10	1.002	{ 0 1 3 } < 1 0 0 >
11	0.976	{ 5 2 5 } < 1 -5 1 >
12	0.922	{ 1 1 0 } < 0 0 1 > goss
13	0.530	{ 1 1 0 } < 1 -1 1 >
14	0.510	{ 0 0 1 } < 1 0 0 > cube

Figura 4.6- Resultado das intensidades das principais orientações encontradas para o aço ML Nb+Ti/PA.

A intensidade máxima encontrada foi de 5,5 para a orientação $\{1\ 1\ 1\} \langle 0\ 1\ -1 \rangle$ e de 5,3 para a orientação $\{1\ 1\ 1\} \langle -1\ -1\ 2 \rangle$. Como \bar{R} tem grande correlação com a relação de intensidades dos planos I_{111}/I_{100} , estes resultados representam boa resistência ao afinamento da espessura, onde se deseja \bar{R} o maior possível. Além disso, Δr está relacionado com as orientações das direções cristalinas, ou seja, para valores de Δr próximos a zero deseja-se direções cristalinas aleatoriamente distribuídas. Devido a orientação das direções cristalinas, tem-se valores de Δr diferentes de zero (anisotropia) com alguma possibilidade de formação de “orelhas” no processo de estampagem.

Estes resultados foram usados para avaliação da estampabilidade, de forma comparativa aos resultados do material que foi submetido ao teste industrial (TI), conforme será visto no item 4.3.3 deste trabalho.

4.1.4- Curvas limite de conformação (CLC)

As deformações na região de fratura de todas as chapas ensaiadas, conforme proposto por Nakazima, são mostradas nas figuras 4.7 a 4.9, referentes aos aços CF, ML Nb e ML Nb+Ti, respectivamente. Os valores nas legendas indicam as larguras dos corpos de prova em mm.

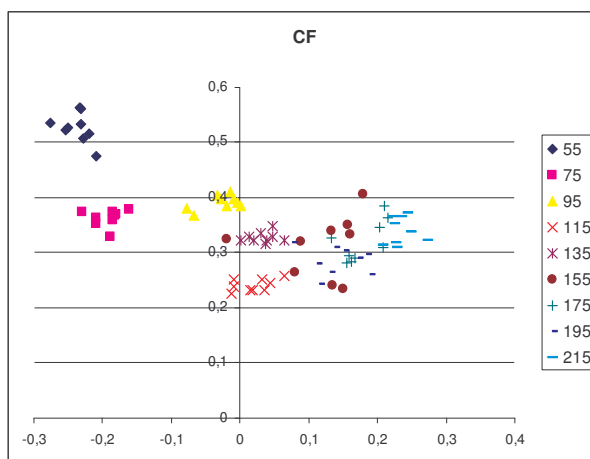


Figura 4.7- Deformações obtidas no ensaio Nakazima – material CF PA.

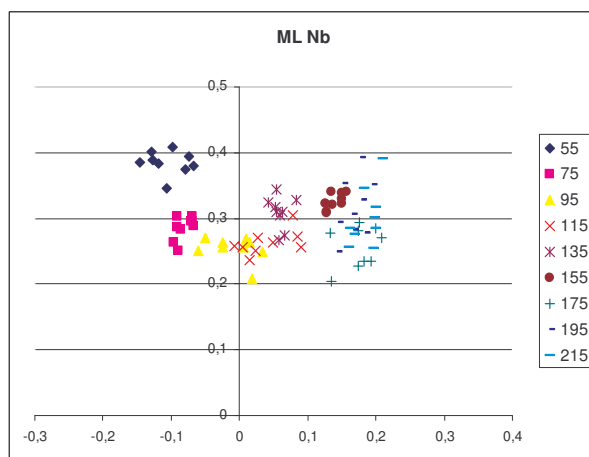


Figura 4.8- Deformações obtidas no ensaio Nakazima – material ML Nb PA.

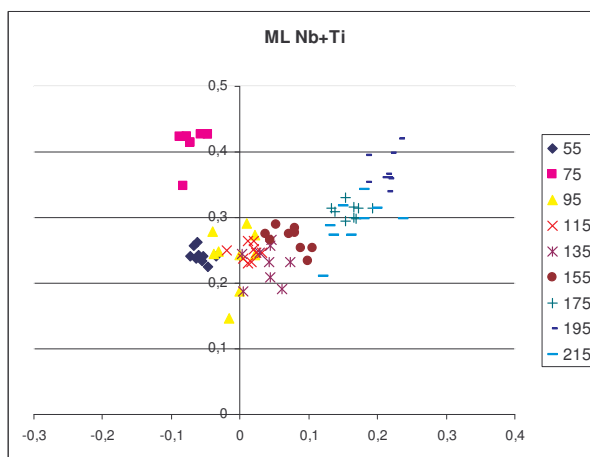


Figura 4.9- Deformações obtidas no ensaio Nakazima – material ML Nb+Ti PA.

Adicionando-se uma linha de tendência a essas medidas (com auxílio de software de tratamento de dados), obtêm-se as curvas de limite de conformação para

cada aço. Na figura 4.10 as três curvas estão apresentadas de forma a permitir uma comparação entre os limites de deformação dos aços. Estas curvas representam as combinações entre as deformações principais, máxima e mínima (ϵ_y e ϵ_x , respectivamente), a que o material pode ser submetido sem que haja fratura.

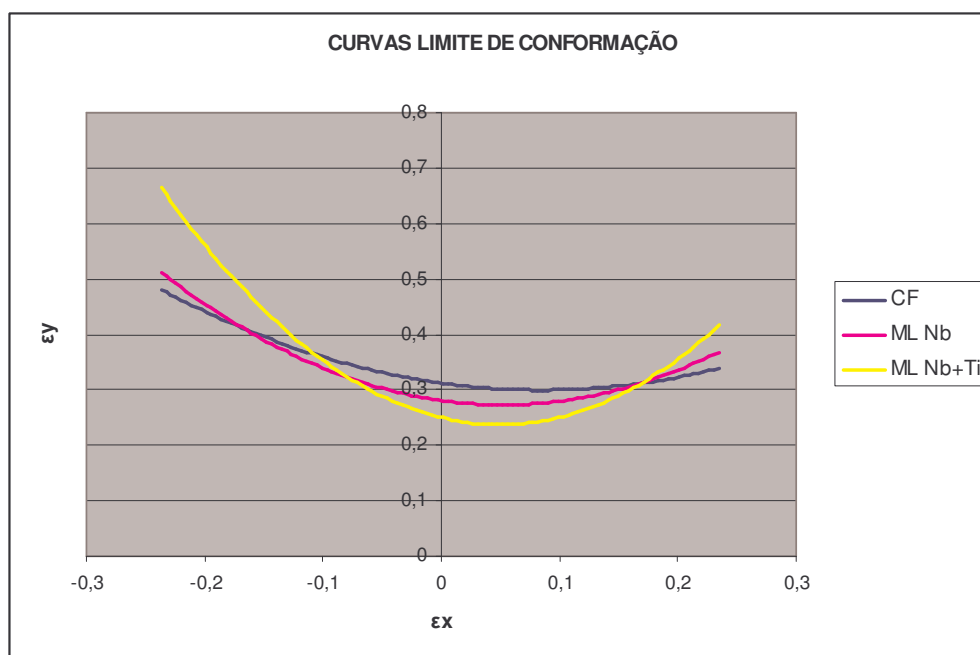


Figura 4.10- Curvas limite de conformação (linha de tendência 2º grau) – materiais na condição PA.

Nota-se que os três aços estudados apresentam comportamentos semelhantes em relação aos valores máximos de deformação até a ruptura. Entretanto dois aspectos importantes podem ser destacados para a comparação entre cada uma: i) comparação no eixo $\epsilon_x=0$, e ii) comparação entre as inclinações das curvas. Na situação onde $\epsilon_x=0$, ou seja, em deformação plana, o aço ML Nb+Ti apresentou a menor conformabilidade, ou menor deformação até a fratura. Mas ao analisar-se a inclinação das curvas, percebe-se que ela é maior para este aço, indicando um aumento nos limites de deformações, tanto em $\epsilon_x>0$, como em $\epsilon_x<0$. Nota-se que em situações de embutimento (região do gráfico com deformações no eixo x negativas) e em situações de estiramento (região a direita do gráfico com deformações positivas tanto no eixo x como y) este aço apresentou maior deformação até a fratura.

Através destas curvas observa-se, então, que o aço ML Nb+Ti apresenta maior capacidade de resistir deformações tanto em condições extremas de estiramento como

de embutimento profundo, conforme também previsto em alguns resultados do ensaio de anisotropia (onde o coeficiente de anisotropia normal foi superior aos outros aços e o coeficiente de encruamento médio foi semelhante ao aço ML Nb e superior ao aço CF).

A CLC obtida para o material na condição PA e a CLC obtida para o mesmo material submetido ao teste industrial (TI), serão comparadas para avaliação da estampabilidade do material (juntamente com resultados de textura e anisotropia), conforme será mostrado no item 4.3.4 deste trabalho.

4.2- ANÁLISE DAS NOVAS ROTAS DESENVOLVIDAS EM LABORATÓRIO

4.2.1- Análise microestrutural

As figuras 4.11 a 4.13 mostram as microestruturas obtidas por microscopia óptica do aço ML Nb+Ti submetido às rotas 2 a 4, respectivamente. Estas rotas não apresentaram refino de grãos.

Micrografias obtidas por MEV das principais rotas processadas em laboratório (1, 5, 6 e 7) estão mostradas nas figuras 4.14 a 4.17, respectivamente. Estas micrografias são referentes as rotas que simularam os parâmetros do processo utilizado na indústria (1 e 6) e as que apresentaram maior refino de grão (5 e 7).

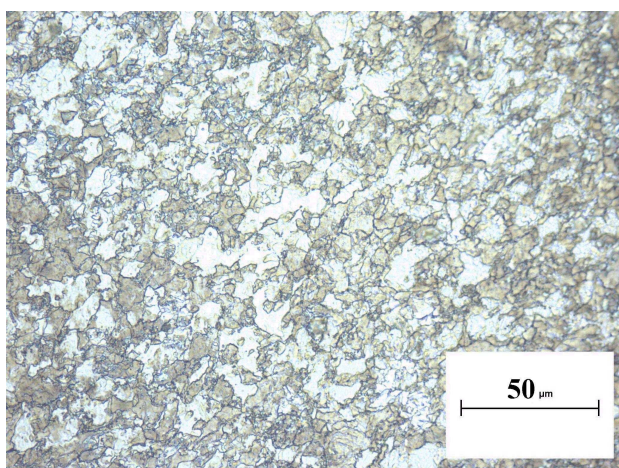


Figura 4.11- Micrografia óptica do aço ML Nb+Ti -R2. (Ataque: Nital 2%).

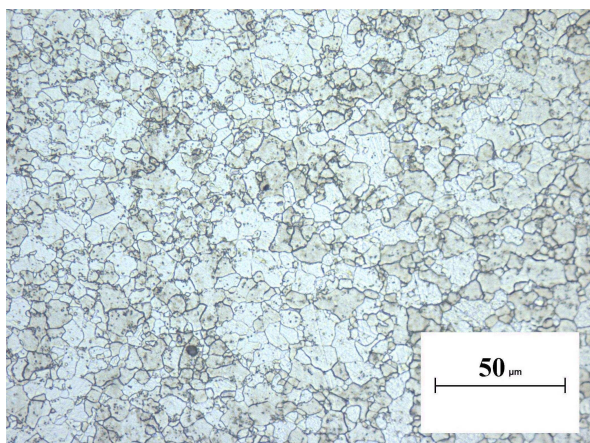


Figura 4.12- Micrografia óptica do aço ML Nb+Ti-R3. (Ataque: Nital 2%).

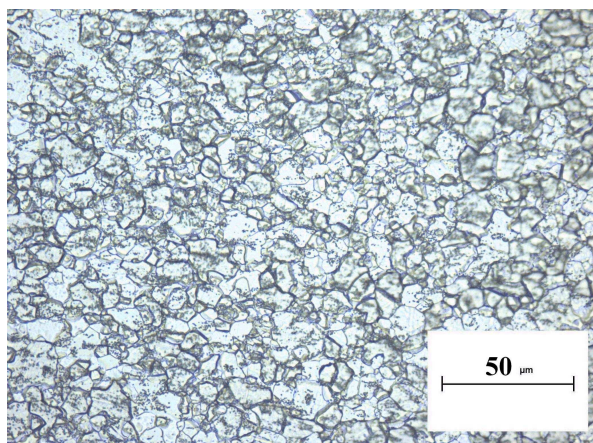


Figura 4.13- Micrografia óptica do aço ML Nb+Ti-R4. (Ataque: Nital 2%).

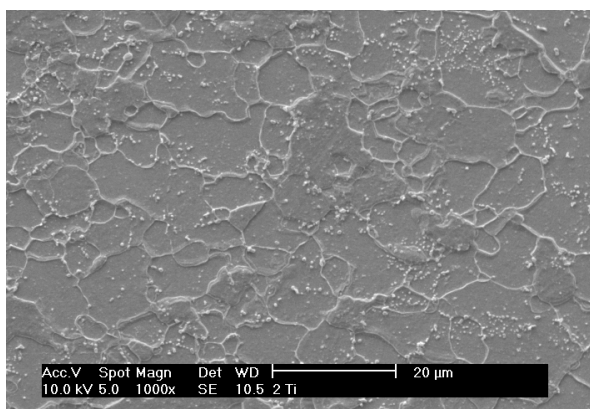


Figura 4.14- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R1. (Ataque: Nital 2%).

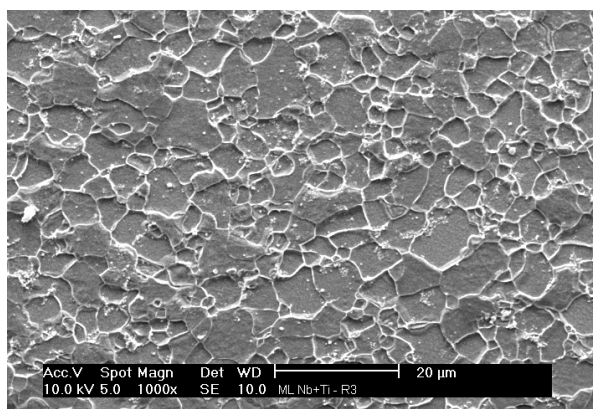


Figura 4.15- - Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R5. (Ataque: Nital 2%).

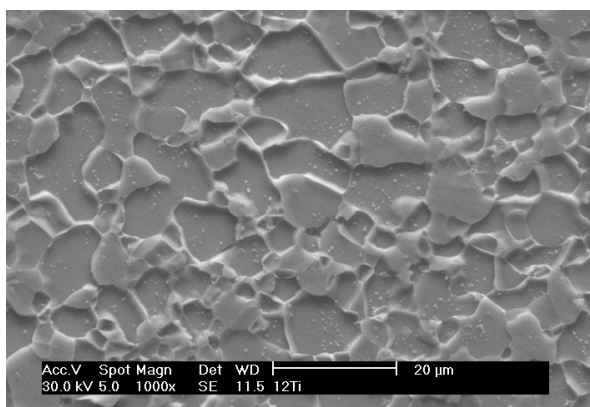


Figura 4.16- - Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R6. (Ataque: Nital 2%).

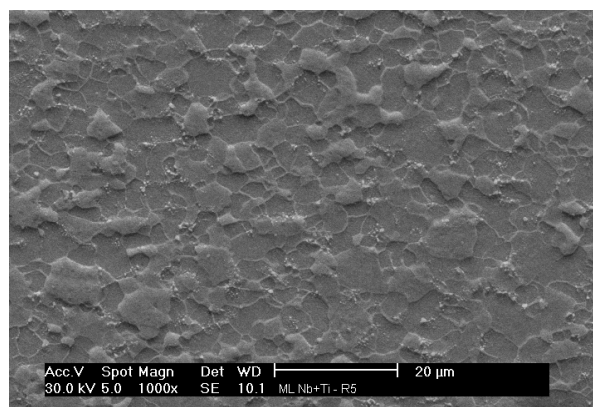


Figura 4.17- - Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti-R7. (Ataque: Nital 2%).

A tabela 4.5 mostra os resultados de tamanho de grão obtidos pelas diversas rotas em laboratório.

Tabela 4.5- Tamanho de grãos obtido com as novas rotas propostas.

ROTA	MATERIAL	TAMANHO DE GRÃO (μm)*	DESVIO
1	CF	$7,7 \pm 0,4$	1,4
	ML Nb	$6,0 \pm 0,3$	1,0
	ML Nb+Ti	$6,4 \pm 0,3$	1,1
2	CF	$7,5 \pm 0,3$	0,9
	ML Nb	$5,6 \pm 0,2$	0,7
	ML Nb+Ti	$6,4 \pm 0,2$	0,8
3	CF	$7,0 \pm 0,3$	1,1
	ML Nb	$6,1 \pm 0,3$	0,9
	ML Nb+Ti	$5,7 \pm 0,2$	0,8
4	CF	$9,5 \pm 0,5$	1,7
	ML Nb	$9,1 \pm 0,4$	1,4
	ML Nb+Ti	$7,5 \pm 0,3$	0,9
5	CF	$5,2 \pm 0,1$	0,5
	ML Nb	$3,6 \pm 0,1$	0,3
	ML Nb+Ti	$3,7 \pm 0,1$	0,3
6	CF	$7,5 \pm 0,4$	1,3
	ML Nb	$5,8 \pm 0,2$	0,6
	ML Nb+Ti	$5,8 \pm 0,2$	0,6
7	CF	$6,4 \pm 0,3$	0,8
	ML Nb	$4,1 \pm 0,1$	0,2
	ML Nb+Ti	$4,1 \pm 0,1$	0,4

* Intervalo de confiabilidade de 95%

O aço ML Nb+Ti apresenta as mesmas características, quanto aos constituintes (matriz ferrítica) e a forma dos grãos para todas as rotas processadas. No entanto, o tamanho de grão se diferencia para cada caso.

Embora, os valores do tamanho de grão obtidos nas simulações em laboratório sejam menores que na indústria, serviram de base para comparação entre as diversas rotas laboratoriais propostas.

Analisando-se os processos separadamente, as rotas 1 e 6, que seguem os mesmos parâmetros do processamento atual da indústria variando-se apenas o tempo de recozimento entre elas (1 hora e 4 horas), percebe-se uma redução do tamanho médio de grãos quando comparados ao processo industrial (tabela 4.1). Isto se deve ao fato de que no processo industrial o recozimento é realizado em caixa, onde o material permanece maior tempo em temperaturas elevadas e, também, à diferença entre o processo de deformação a frio utilizado na indústria e o simulado em laboratório. No laboratório foi

utilizado o forjamento a frio (recalque) em uma prensa de fricção e na indústria utilizou-se a laminação. No forjamento, embora as espessuras inicial e final tenham sido iguais às obtidas por laminação, ocorrem mais deformações secundárias, o que aumenta o encruamento. A maior quantidade de encruamento faz com que se obtenham, no recozimento, grãos menores.

A rota 2, onde a variável avaliada foi a temperatura de recozimento (redução de 700 para 650°C), não redução do tamanho de grão, ou seja, a menor temperatura não influenciou o crescimento dos grãos durante o recozimento. A microestrutura final obtida foi a mesma da rota 1.

As rotas 3 e 4, onde se introduziu uma têmpera a 910°C, não apresentaram refino de grão. A análise das amostras da rota 3 apresentou tamanho de grão semelhante ao processo atualmente utilizado (R1). Para o segundo caso (rota 4), onde a temperatura de recozimento foi maior que na rota 3, houve aumento do tamanho de grãos final, se comparado com a rota 1. Neste processo, a têmpera e o revenido coalesceram os carbonetos de elementos de liga que se formaram na laminação a quente e retiraram o carbono de solução, eliminando o efeito de ancoramento das discordâncias dos carbonetos, favorecendo o crescimento de grãos.

O refino de grãos é mais acentuado para as rotas (5 e 7) desenvolvidas com introdução de uma têmpera intercrítica antes da laminação a frio e recozimento. As duas rotas também se diferenciam pelo tempo de recozimento (1 e 4 horas). O refino foi devido a que, durante o aquecimento, ocorre a partição do carbono enriquecendo a austenita formada. Esta austenita enriquecida se transforma em martensita durante o resfriamento e a estrutura resultante é uma matriz ferrítica com ilhas de martensita (Trowsdale, 2002; Cota et al, 2003 e Medeiros et al, 2006). A martensita formada tem alta densidade de discordâncias. Esta densidade de discordâncias é similar à encontrada em amostras submetidas a deformações severas à temperatura ambiente. Assim, pode-se esperar que a deformação da martensita aumente o número de sítios para nucleação da ferrita durante a recristalização, refinando os grãos (Galego et al, 2006).

Deve-se observar entretanto, que o refino de grão obtido neste trabalho não foi otimizado pois, Ueji et al. (2003) estudando a laminação a frio de aços com microestrutura inicial ferrítica/ perlítica obtiveram tamanho de grão médio de 180 nm.

As microestruturas das etapas intermediárias das rotas 5 e 7 são mostradas nas figuras 4.18 e 4.19. Referem-se ao material apenas temperado (presença de martensita, em branco) e ao material temperado e deformado a frio (encruado), respectivamente.

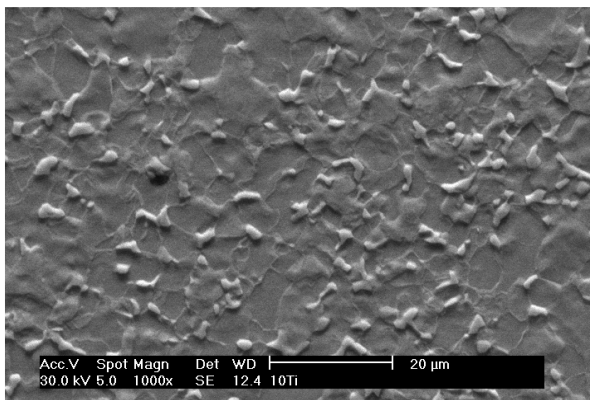


Figura 4.18- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti temperado a 740°C (laboratório).

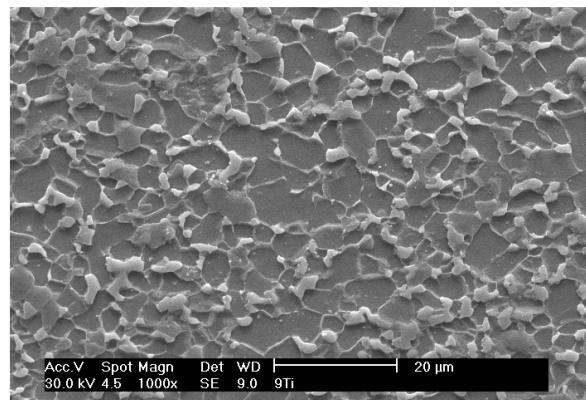


Figura 4.19- Micrografia (MEV) do aço ML Nb+Ti temperado a 740°C e deformado a frio.

Na figura 4.18, a pequena porcentagem de martensita presente é desejada devido à necessidade do aço ter ductilidade suficiente para ser deformado a frio. Esta pequena quantidade de martensita, no entanto, foi suficiente para criar um estado de encruamento na conformação a frio (figura 4.19), que permitiu uma maior nucleação de novos grãos no recozimento. Estes grãos foram, então, recristalizados durante o processo posterior de recozimento refinando o grão ferrítico.

Por fim, outro fator analisado foi a influência do tempo de recozimento na forma e tamanho de grãos. O aumento do tempo de recozimento para rotas iguais (1 e 6) e (5 e 7), não apresentou influência no resultado final obtido. Tanto a forma quanto o tamanho dos grãos não apresentaram variações significativas.

Os resultados de tamanho de grão indicam que a rota a ser implantada na indústria deveria ser a 5 / 7. Entretanto, houve necessidade de adaptação do processo desenvolvido em laboratório às condições industriais, cujos resultados são mostrados no item 4.3.

4.2.2- Propriedades mecânicas

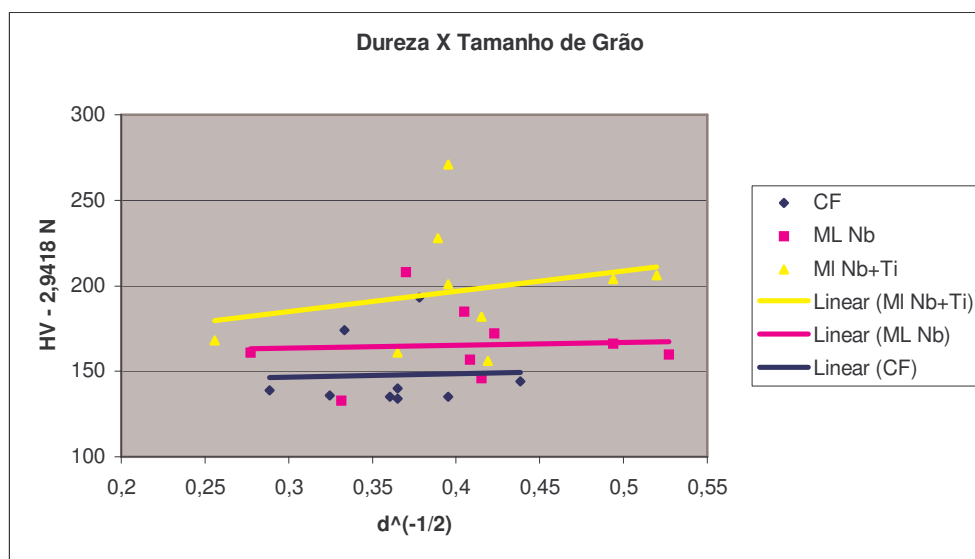
A tabela 4.6 mostra os resultados de microdureza Vickers dos aços estudados (CF, ML Nb e ML Nb+Ti) submetidos as novas rotas desenvolvidas em laboratório.

Tabela 4.6- Microdureza Vickers das amostras geradas com as novas rotas propostas.

ROTA	MATERIAL	MICRODUREZA VICKERS (HV - 2,9418 N) *	DESVIO PADRÃO
1	CF	135 ± 1	1
	ML Nb	157 ± 1	1
	ML Nb+Ti	201 ± 10	13
2	CF	134 ± 0	0
	ML Nb	172 ± 5	6
	ML Nb+Ti	271 ± 7	9
3	CF	193 ± 2	3
	ML Nb	185 ± 8	10
	ML Nb+Ti	156 ± 1	1
4	CF	136 ± 1	1
	ML Nb	133 ± 2	2
	ML Nb+Ti	161 ± 3	4
5	CF	144 ± 2	2
	ML Nb	160 ± 2	2
	ML Nb+Ti	206 ± 4	5
6	CF	140 ± 3	4
	ML Nb	146 ± 3	4
	ML Nb+Ti	182 ± 7	9
7	CF	135 ± 2	3
	ML Nb	166 ± 2	3
	ML Nb+Ti	204 ± 4	5

* Intervalo de confiabilidade de 95%

Correlacionando-se os resultados de tamanho de grão e de dureza de todas as amostras processadas em laboratório, obteve-se o gráfico (HV X $d^{-1/2}$), apresentado na figura 4.20.

**Figura 4.20-** Relação entre resultados de dureza e tamanho de grão para os três aços estudados.

Esta análise tomou como base a relação de Hall-Petch mencionada no item 2.3 (figura 2.3) deste trabalho. As equações de encontradas (com auxílio de software de tratamento de dados) foram:

$$\text{Aço CF} \quad - \quad HV = 140,6 + 19,8d^{-1/2} \quad (\text{Eq. 4.1})$$

$$\text{Aço ML Nb} \quad - \quad HV = 158,8 + 16,0d^{-1/2} \quad (\text{Eq. 4.2})$$

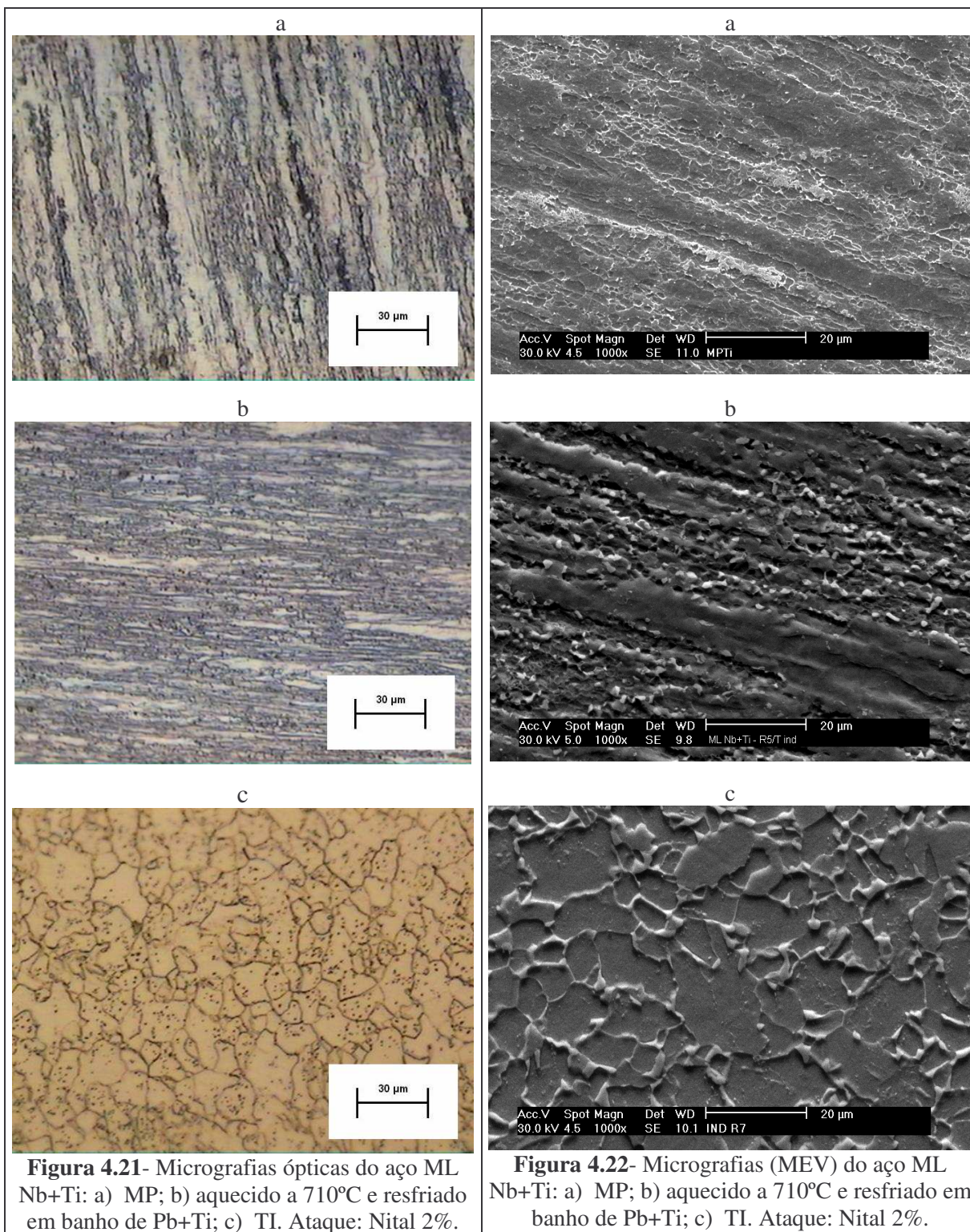
$$\text{Aço ML Nb+Ti} \quad - \quad HV = 149,1 + 119,3d^{-1/2} \quad (\text{Eq. 4.3})$$

Estas equações tiveram um baixo índice de correlação, necessitando de um maior número de pares de valores para melhorá-las e de uma melhor avaliação dos valores obtidos.

4.3- ANÁLISE DA NOVA ROTA ADAPTADA A INDÚSTRIA E ESTUDO DA ESTAMPABILIDADE

4.3.1- Análise microestrutural

As figuras 4.21 e 4.22 mostram micrografias do aço ML Nb+Ti, obtidas por microscopia ótica e MEV, respectivamente, nas três etapas do novo processo testado na indústria. A primeira referente ao aço laminado a quente (MP), a segunda referente ao aço apenas temperado e a terceira referente ao resultado final obtido após processamento completo em escala industrial (têmpera a 740°C em banho metálico Pb+Bi - deformação com redução de espessura de 50% - recozimento em caixa a 650°C por ± 7 horas).



O tamanho de grão ferrítico obtido com o novo processamento industrial do aço ML Nb+Ti é mostrado na tabela 4.7.

Tabela 4.7- Tamanho de grão - teste industrial.

MATERIAL	CONDIÇÃO	TAMANHO DE GRÃO (μm) *	DESVIO PADRÃO
ML (Nb+Ti)	TI	7,1 \pm 0,2	0,8

* Intervalo de confiabilidade de 95%

O processo industrial atualmente utilizado apresentou grãos de 15,3 μm , como visto no item 4.1.1 deste trabalho. Com a nova rota obteve-se uma redução de 54 % no tamanho de grão.

Analisando-se as figuras 4.21 e 4.22, nota-se a forma alongada dos grãos para o material nas etapas MP (laminado a quente) e apenas temperado. Este alinhamento dos grãos ainda persiste devido à baixa temperatura de têmpera (740°C) e baixo tempo de austenitização (2,5 minutos). Estes parâmetros fazem com que apenas parte do material sofra austenitização nos contornos mantendo o formato dos grãos. Após resfriamento ocorre, então, a formação de martensita a partir da austenita formada nos contornos de grão (figura 4.22b). A martensita, após deformação/recozimento, gera um aumento do número de grãos de ferrita com conseqüente refino do material.

Após deformação a frio e recozimento (figuras 4.21c e 4.22c) os grãos apresentam-se mais equiaxiais e homogêneos devido ao efeito do longo tempo de recozimento. Nota-se, ainda, que o material final produzido no teste industrial (TI) apresenta estrutura mais refinada que o material processado pela rota “PA” e homogeneidade de forma e distribuição de grãos. Essa distribuição tem grande influência nas propriedades mecânicas do material, já que grãos equiaxiais favorecem a formação de material mais isotrópico e grãos deformados tendem a apresentar boas propriedades em direções específicas (anisotropia), importantes na estampagem.

4.3.2- Propriedades mecânicas

O valor de microdureza Vickers obtido no material submetido ao teste industrial é mostrado na tabela 4.8. Com base no que foi mostrado no item 4.1.2, onde a dureza do mesmo material na condição PA foi de 168 HV, percebe-se que a redução do tamanho de grão gerada pela nova rota aumentou a dureza do aço em 22HV.

Tabela 4.8- Microdureza Vickers – teste industrial.

MATERIAL	CONDIÇÃO	MICRODUREZA VICKERS (HV - 2,9418 N) *	DESVIO PADRÃO
ML (Nb+Ti)	TI	190 ± 4	5

* Intervalo de confiabilidade de 95%

Os valores de microdureza e tamanho de grão encontrados (190 HV e 7,1 μm , respectivamente) estão de acordo com a equação 4.3 ($\text{HV} = 149,1 + 119,3d^{-1/2}$) encontrada para o material no item 4.2.2. Isto indica que, independente dos parâmetros da conformação a frio e dos equipamentos (de laboratório ou industriais), a relação entre microdureza e tamanho de grão, para o mesmo material, segue a mesma tendência.

As tabelas 4.9 e 4.10 apresentam os resultados do ensaio de tração e anisotropia, respectivamente, para o material ML Nb+Ti/ TI.

As curvas Tensão x Deformação de dois corpos de prova deste material (ML Nb+Ti-TI) estão mostradas no Apêndice B deste trabalho (Figuras A2.7 e A2.8), auxiliando a comparação entre os resultados obtidos por cada processo (PA e TI).

Tabela 4.9- Resultados do ensaio de tração uniaxial - teste industrial.

PROPRIEDADES	CONDIÇÃO
	TI
S_e (MPa)	392
S_r (MPa)	483
e_t (%)	16,49
n	0,11

Tabela 4.10- Resultados do ensaio de anisotropia – Material ML Nb+Ti.

PROPRIEDADES	CONDIÇÃO
	TI
S_{e-0° (MPa)	415
S_{e-45° (MPa)	436
S_{e-90° (MPa)	475
n_{0°	0,13
n_{45°	0,10
n_{90°	0,09
\bar{n}	0,11
R_{0°	1,48
R_{45°	1,12
R_{90°	1,60
\bar{R}	1,33
Δr	0,41

Com relação ao ensaio de tração uniaxial, comparando-se os resultados do material ML Nb+Ti nas situações PA (tabela 4.3) e TI (tabela 4.9), os valores de limite de escoamento e limite de resistência não aumentaram, tendo até pequena redução. No caso do limite de escoamento (σ_e) esta redução alcançou 6%.

No ensaio de anisotropia, entretanto, percebe-se que os valores de limite de escoamento (σ_e) do material TI são superiores ao material na condição PA (tabela 4.4) para os corpos de prova coletados a 45° e 90° (de 423 para 436 MPa e de 465 para 475 MPa, respectivamente). O limite de escoamento a 0° com a direção de laminação não aumentou mesmo com a grande redução do tamanho de grãos obtida. Este fato está associado com a textura cristalográfica do material (que será mostrada no próximo item), que aumentou o limite de escoamento na direção de forte orientação {111}, figuras 4.5 e 4.6 e 4.24 e 4.25. A redução da textura {111} na amostra TI diminuiu o limite de escoamento a 0° com a direção de laminação e aumentou nas outras direções (45° e 90°). Um outro indicativo do efeito da textura são os valores de microdureza obtidos, tabelas 4.2 e 4.8, pois apresentaram uma elevação sensível nas amostras com grãos mais finos. Este efeito se deve ao fato da microdureza não ser uma propriedade direcionada, como os valores obtidos do ensaio de tração e, portanto, serem pouco afetados pela textura.

A influência de outros fatores, além do tamanho de grão, na resistência mecânica, pode ser verificada através da equação de Hall-Petch modificada (Repas,1988). Esta equação, mostrada a seguir, descreve a relação do limite de escoamento com os parâmetros da composição e da microestrutura de aços ARBL.

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_{SSS} + \sigma_{ISS} + \sigma_{PPT} + \sigma_{DSL} + \sigma_{SUB} + \sigma_{SPH} + k_y d^{-1/2} \quad (\text{Eq. 4.4})$$

onde:

- σ_0 e k_y são constantes dependentes do material;
- σ_{SSS} representa o efeito da solução sólida substitucional no limite de escoamento;
- σ_{ISS} representa o efeito da solução sólida intersticial;
- σ_{PPT} representa o efeito de precipitados;
- σ_{DSL} representa o efeito de discordâncias;
- σ_{SUB} representa o efeito referente à subestrutura;
- σ_{SPH} representa o efeito da segunda fase presente.

A combinação destes fatores influenciaram na modificação da textura do material estudado afetando significativamente o seu limite de escoamento.

O cálculo do coeficiente de encruamento (n), através do ensaio de tração uniaxial, mostrou uma variação de 0,12 para 0,11 (entre PA e TI). O coeficiente de encruamento médio (\bar{n}), calculado para o material através do ensaio de anisotropia, não sofreu variação significativa em função do refino de grão. Estes dados indicam que o material produzido pelas duas rotas apresenta semelhanças e possui boas características em solicitações de estiramento.

Já para o coeficiente de anisotropia normal (\bar{R}) os resultados mostram uma redução com a nova rota, de 1,59 para 1,33, sendo indicativo de limites de deformação máxima menores em regiões com situações de embutimento profundo, em comparação ao aço na condição PA. O valor para Δr encontrado (0,41) é mais próximo de zero do que o obtido para o material na condição PA, que foi de -0,80, indicando que haverá uma menor possibilidade de formar “orelhas” durante a estampagem. A mudança no sinal de Δr indica, ainda, que a possível formação de “orelhas” mudará de posição (orientações preferenciais diferentes). No caso analisado, o valor de Δr negativo, indica valores maiores para R à 45 e 135° com a direção de laminação.

4.3.3- Textura cristalográfica

A textura cristalográfica do material ML Nb+Ti na condição TI é mostrada na figura 4.23 através dos resultados das FDOC's. As medidas foram realizadas do mesmo modo que no material na condição PA, ou seja, de 0° até 90° com a superfície e intervalo de 5° entre cada medida. Na figura 4.24 está apresentado o resultado da FDOC para $\phi_2=45^\circ$.

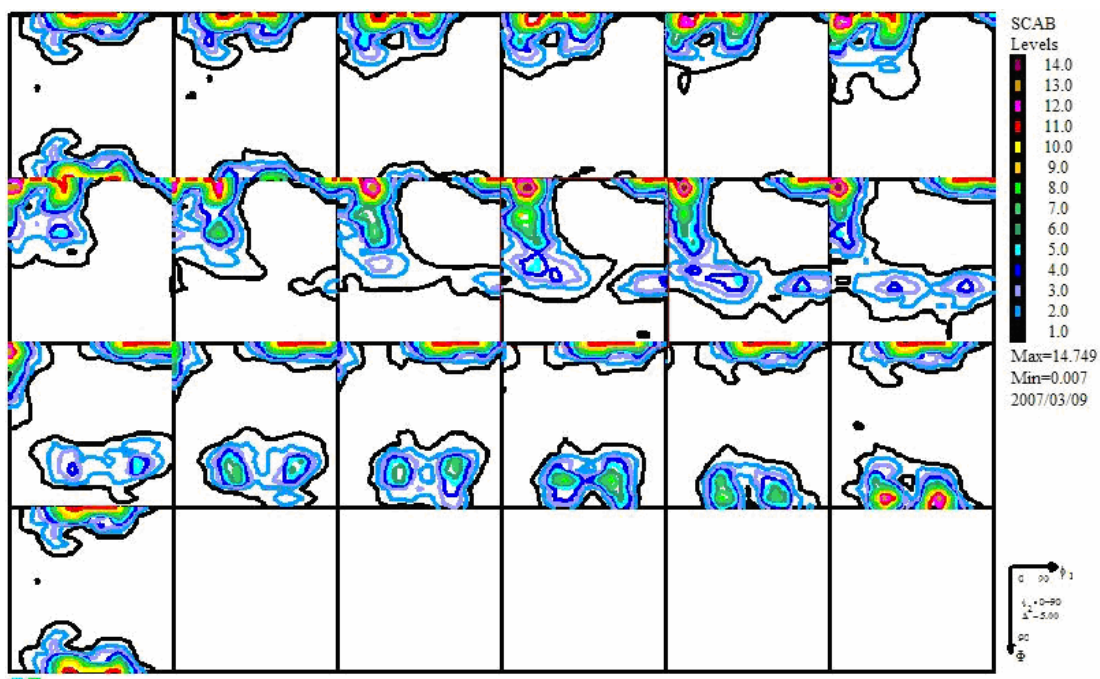


Figura 4.23- FDOC do aço ML Nb+Ti/Ti parametrizadas em ϕ_2 .

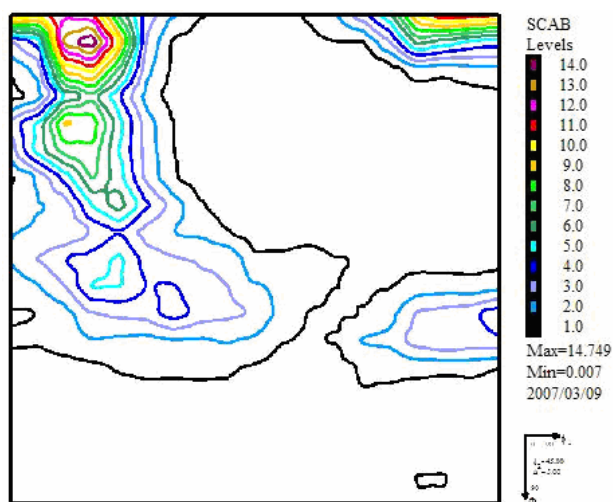


Figura 4.24- FDOC do aço ML Nb+Ti/Ti para a seção de $\phi_2=45^\circ$.

As intensidades das orientações principais foram calculadas baseadas na FDOC e estão apresentadas na figura 4.25.

```

LaboTex - Texture - Qualitative Analysis Report
User: hamilton
Project: Demo
Sample: SCAB
Job: 2
Date: 2007/03/09
Time: 15:53:02

```

No	ODF	Orientation
1	10.827	{ 0 0 1 } < 1 1 0 >
2	4.472	{ 1 1 1 } < -1 -1 2 >
3	2.243	{ 1 1 3 } < 1 -1 0 >
4	1.573	{ 1 1 2 } < 1 -1 0 >
5	1.261	{ 3 2 3 } < 1 -3 1 >
6	0.864	{ 1 1 1 } < 0 1 -1 >
7	0.665	{ 2 3 3 } < 0 1 -1 >
8	0.647	{ 1 2 2 } < 2 -2 1 >
9	0.521	{ 0 0 1 } < 1 0 0 > cube
10	0.521	{ 0.00, 0.00, 0.00 } Cursor !!!
11	0.514	{ 1 1 0 } < 1 -1 2 > brass
12	0.483	{ 1 1 0 } < 1 -1 1 >
13	0.323	{ 1 0 1 } < 5 2 -5 >
14	0.293	{ 1 2 3 } < 4 1 -2 >

Figura 4.25- Resultado das intensidades das principais orientações encontradas para o aço ML Nb+Ti/TI.

Percebe-se que a orientação $\{1\ 1\ 1\}$ paralela a direção de laminação, desejada para material com boa estampabilidade, apresenta intensidade 4,4 e não é a orientação principal. A orientação principal do material TI é a $\{0\ 0\ 1\}$ com intensidade igual a 10,827. Isto indica variação na estampabilidade com relação ao material PA.

Esta indicação de redução na estampabilidade também pode ser observada nos valores de \bar{R} obtidos (PA=1,59 e TI=1,33). Como mostrado na figura 2.13, o valor de \bar{R} tem relação direta com a relação de intensidade I_{111}/I_{100} , ou seja, a redução de intensidade na orientação $\{1\ 1\ 1\}$ do material PA para o material TI é responsável pela diminuição de \bar{R} e possível alteração da estampabilidade. A figura 2.14, no entanto, mostra que o valor de \bar{R} também está relacionado com o tamanho de grão. Como houve refino do mesmo, o efeito da a relação I_{111}/I_{100} foi modificadao produzindo, também, aumento de \bar{R} .

As orientações principais encontradas na condição TI diminuíram a anisotropia do aço, o que é confirmado pelo valor de Δr encontrado, que apresentou valor mais próximo de zero.

4.3.4- Curva limite de conformação (CLC)

As deformações nas regiões de fratura dos corpos de prova (material ML Nb+Ti/TI) do ensaio Nakazima estão apresentadas na figura 4.26. Os valores da legenda correspondem às larguras dos corpos de prova.

A curva de limite de conformação foi obtida utilizando-se uma linha de tendência, com equação de segundo grau, sobre todos os pontos medidos. Ela é apresentada na figura 4.27. A curva CLC do material PA também é mostrada para efeito de comparação.

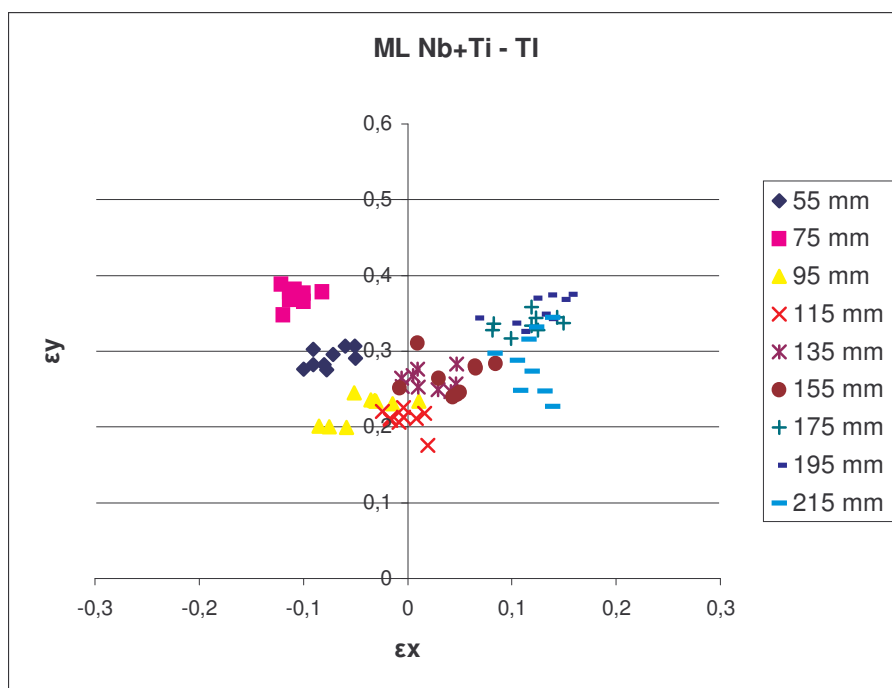


Figura 4.26- Medidas das deformações do ensaio Nakazima – material ML Nb+Ti – TI.

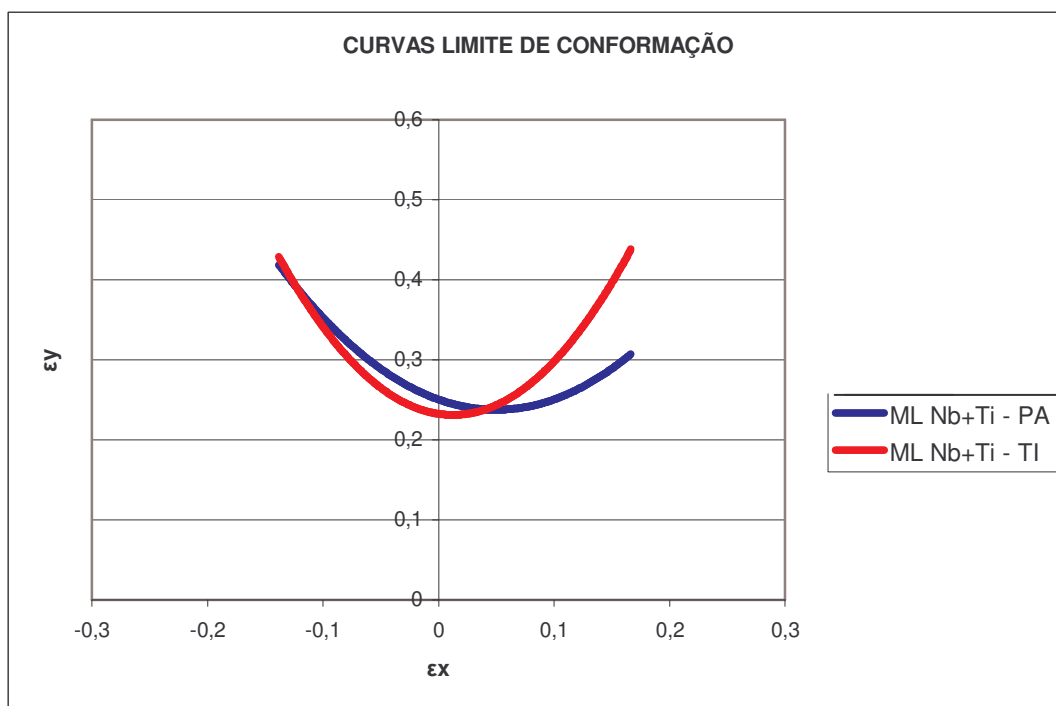


Figura 4.27- Curvas limite de conformação (linha de tendência 2º grau) – Material ML Nb+Ti.

Como previsto através da análise de textura, onde a orientação cristalográfica principal desejada para estampagem apresentou intensidade inferior, e através do cálculo de \bar{R} feito no ensaio de anisotropia, onde houve redução no valor de \bar{R} de 1,59 para 1,33, através das CLC's também se observa diminuição da estampabilidade em situações de deformação plana ($\epsilon_x=0$) e em situações que simulam embutimento profundo (esquerda do gráfico).

No entanto, através da CLC observa-se melhoria dos limites de deformação para o aço ML Nb+Ti/TI em situações que simulam estiramento (direita do gráfico). Embora, o material não tenha apresentando variação significativa do seu coeficiente de encruamento médio (\bar{n}), que está relacionado com propriedades em estiramento, seus limites de deformação encontrados foram superiores. Isto pode estar relacionado com a maior homogeneidade de forma e distribuição de tamanho dos grãos encontrado para o material (Lobão, 2003).

5. CONCLUSÃO

O processo de laminação a frio→recozimento aumenta o tamanho de grão em relação ao material de partida (laminado a quente). Isto ocorre devido ao processo de fabricação da indústria, onde o percentual de deformação a frio é relativamente pequeno e o tempo de recozimento muito grande. A deformação relativamente pequena gera um número de sítios para nucleação da ferrita recristalizada muito baixo, com relação ao que pode ser obtido com deformações superiores. Somado a isso, o recozimento por grandes períodos permite um crescimento mais acentuado dos grãos.

Em laboratório, o mesmo processo de fabricação (com conformação a frio) gerou tamanho de grão menor que o gerado na indústria. Isto se deve às diferenças no processo de recozimento, que é realizado por tempos inferiores e com retirada mais rápida do material do forno, e no processo de conformação a frio, que é realizado por recalque em uma prensa de fricção no lugar de laminação a frio. No entanto, estes resultados serviram como base para avaliação do refino de grão que pode ser obtido na indústria.

A redução da temperatura de recozimento (700°C para 650°C) e a variação do tempo de recozimento (1 para 4 horas), simuladas em laboratório, não apresentaram influência significativa na dureza e no tamanho de grão.

A introdução de uma têmpera com aquecimento a 910 °C, seguida de recozimento e resfriamento em água, também não teve efeito no refino de grãos, apresentando aumento dos mesmos em algumas situações laboratoriais.

A introdução de uma têmpera intercrítica, nas simulações laboratoriais, produziu refino de grãos significativo. Para o material microligado ao nióbio e titânio obteve-se 43% de redução de tamanho médio de grãos comparado ao tamanho de grãos obtido pela rota atual reproduzida em laboratório. O aço microligado ao Nb apresentou 40% e o aço C-Mn 33% de redução. Este refino foi originado pela presença de pequeno

percentual de martensita durante deformação a frio, que aumentou o número de sítios para nucleação na recristalização.

O grão mais refinado aumentou significativamente a microdureza. Além disso, aumentou o limite de escoamento em certas direções e diminuiu em outras, pela modificação da textura cristalográfica. Gerou, também, redução na intensidade de planos favoráveis a uma boa estampabilidade, com redução do coeficiente de anisotropia normal, \bar{R} . O aço com grãos mais finos apresentou, ainda, menor possibilidade de formação de orelhas na estampagem, comprovado pela redução do coeficiente de anisotropia planar, Δr .

O valor de \bar{R} está diretamente relacionado com a relação de intensidades I_{111}/I_{100} . O seu valor inferior obtido deve-se, então, ao novo processo de fabricação (TI), que diminuiu a intensidade na orientação $\{1\ 1\ 1\}$ diminuindo esta relação.

Comparando-se as CLC's do material processado atualmente e processado pela nova rota desenvolvida na indústria com refino de grão, concluiu-se que o novo processo gerou aumento da estampabilidade na região de estiramento e redução da estampabilidade para deformações planas ($\epsilon_x=0$) e para regiões de embutimento profundo.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudo microestrutural mais aprofundado de todas as etapas das novas rotas desenvolvidas em laboratório com avaliação das fases presentes, precipitados, quantidade de encruamento e todos os fatores que possuem influência no aumento de sítios para nucleação de novos grãos durante o processo de laminação a frio/ recozimento.
- Otimização do refino de grão de aços ARBL estudando-se a variação do percentual de redução de espessura na laminação a frio.
- Estudo do processo de têmpera intercrítica de aços ARBL estudando-se a quantidade ótima de martensita a ser gerada para refino de grãos.

ARTIGOS PUBLICADOS

1. TURAZI, A. ; OLIVEIRA, C. A. S. ; ABREU, H. F. G. . **Efeito de novas rotas de processamento na relação textura cristalográfica X propriedades mecânicas de chapas de aço microligado ao Nb e Ti.** In: 63 Congresso Anual da ABM, 2008, Santos - SP. Anais do 63 Congresso Anual da ABM, 2008.

2. TURAZI, A. ; OLIVEIRA, C. A. S. . **Estudo do efeito do processamento termomecânico no refino de grão de aços C-Mn e ARBL.** In: 62 Congresso Anual da ABM, 2007, Vitória-ES. Anais do 62 Congresso Anual da ABM, 2007.

3. TURAZI, A. ; OLIVEIRA, C. A. S. . **Efeito do processo termomecânico na estampabilidade de aços ARBL.** In: 44 Seminário de Laminação Processos e Produtos Laminados e Revestidos, 2007, Campos do Jordão SP. Anais do 44 Seminário de Laminação da ABM, 2007.

4. TURAZI, A. ; OLIVEIRA, C. A. S. **Refino de grão de aços C-Mn e ARBL através de processamento termomecânico.** In: 8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, 2007, Cusco - Peru. Anais do 8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, 2007.

5. TURAZI, A. ; OLIVEIRA, C. A. S. **Desenvolvimento de nova rota de processamento por conformação a frio para refino de grão de aços C-Mn e ARBL.** In: 28º SENAFOR - 12º Conferência Internacional de Forjamento, Porto Alegre, 2008.

REFERÊNCIAS

ASENSIO, J.; ROMANO, G.; MARTINEZ, V. J.; VERDEJA, J. I.; PERO-SANZ, J. A. **Ferritic steels optimization of hot-rolled textures through cold rolling and annealing.** Materials characterization 47, 2001, p. 119-127.

BALANCIN, O.; GALLEGO, J.; JORGE Jr, A.M. **Grãos ultrafinos por laminação a morno e recozimento intercrítico.** Metalurgia & Materiais 572, v. 62, 2006, p. 595.

BLECK, W. **Using the TRIP effect - the dawn of a promising group of cold formable steels.** Aços: perspectivas para os próximos 10 anos. Rio de Janeiro: I. Bott, 2002.

BLUM, W. E.; MCQUEEN, H. J. **Dynamics of recovery and recrystallization.** Materials Science Forum, v. 217, 1996, p. 31-42.

BRESCIANNI, Ettore et alli. **Conformação plástica dos metais.** Campinas: Editora da Unicamp, 4ª ed., 1991.

BUTUC, M.C. **Forming Limit Diagram. Definition of Plastic Instability Criteria.** Dissertation for the accomplishment of Doctor of Philosophy in Mechanical Engineering, Porto, 2004, p. 4.

CALLIM, A. P. **Tratamento Termomecânico de Chapas de Aço para Aplicação em Blindagem.** Dissertação de mestrado, IME, Rio de Janeiro, 1986.

CAMPOS, M. F. de; FALLEIROS, I. G. S.; LANDGRAF, F. J. G. **Laminação e Recristalização de Aços 3,2% Si com Texturas (110) [001] e (110) [1TM10].** In TTT, 1ª Conferência sobre Temas de Tratamento Térmico, Anais (em CD RROM), 2003.

CARON, R. N. e KRAUSS, G. **Metallurgical and Materials Transactions 3.**, 1972, p. 2381.

CETLIN, P. R.; SANTOS, C.A. dos; AGUILAR, M.T.P. **Heterogeneidades de deformação: Uma visão macroscópica.** II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2ª ed., São Paulo, 2003, p. 2.

CHIAVERINI, V. **Aços e ferros fundidos.** 5ª ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais, 1987.

CHUVIL'DEEV, V. N. et al.; **A theory of non-equilibrium grain boundaries and its applications to nano-and micro-crystalline materials processed by ECAP.** Ann. Chim. Sci. Mat., 27(3), 2002, p. 55-64.

COSTA, H.B.; MIRA, F.M. **Processos de fabricação: conformação mecânica dos metais.** Departamento de Engenharia Mecânica, UFSC, v. 1, 1985 (atualizada em 2000 por Oliveira, C.A.S.), p. 31-35.

COSTA NETO, P. L. O. **Estatística.** Editora Edgar Blücher Ltda, 1977.

COTA, A.B.; OLIVEIRA, F.L.G.; BARBOSA, A.L.R.; LACERDA, C.A.M.; ARAÚJO, F.G.S. **Microstructure and mechanical properties of a microalloyed steel after thermal treatments.** Materials Research, V. 6, n. 2, 2003, p. 117-121.

COTTRELL, A. H. **Introdução à metalurgia.** 2^a ed. Fundação Calouste Gulbenkian. 1975, p. 579-581.

DEARDO, A.J. **Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels.** Ironmaking and Steelmaking, V. 28, n. 2, 2001, p. 138-144.

DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica.** 2^a ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.

DOHERTY, R. D.; SPUZNAR, J. A. **Acta Metall.**, v. 32, 1984, p. 1789.

EMBURRY, J. D. **Formability and Metallurgical Structure.** Ed.: A. K. Sachdev, J. D. Emburry, Met. Soc., USA, 1987, p. 101-116.

EVANGELISTA, S. H. **Diagramas de Limite de Conformação Aplicados à Análise por Elementos Finitos de um Processo de Estampagem em Chapas Metálicas.** Escola de Engenharia de São Carlos – Usp, São Carlos, 2000.

FALLEIROS, I. G. S.; CAMPOS, M. F. de. **Nucleação da recristalização.** II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a ed., São Paulo, 2003, p. 56-67.

FERREIRA, A. F.; LIMA, L. M. G.; PADILHA, A. F.; LIMA, N. B. **Controle da microestrutura e da textura de chapas de aço baixo carbono para estampagem.** II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a ed., São Paulo, 2003, p. 248-260.

FILHO, E. B.; ZANAGLIA, C. A. C.; BUTTON, S. T.; GOMES, E.; NERY, F. A. C. **Conformação plástica dos metais.** 4^a ed., Editora Unicamp, Campinas-SP, 1991, cap.5.

GALLEGO, J.; KESTENBACH, H.J. **Interação entre os mecanismos de endurecimento nos aços microligados.** XVI Cbecimat, Porto Alegre, 2004, p. 1.

GALLEGO, J.; SILVA NETO, O.V.; JORGE Jr, A.M.; BALANCIN, O. **Obtenção de grãos ferríticos ultrafinos em aço baixo carbono através de tratamento**

termomecânico a morno. 26° SENAFOR, 10° Conferência Internacional de Forjamento, Porto Alegre, 2006, p. 233-244.

GHOSCH, A. K.; HECKER, S. S. **Metallurgical and Materials Transactions.** v. 9A, 1975, p. 1065-1074.

GLADMAN, T. **Process of Conformation ‘Microalloying’75’**, ed. J. Crane, New York, Union Carbide, 1977, p.32.

GONÇALVES, M. **Processamento termomecânico e evolução microestrutural de ligas de alumínio: aspectos da metalurgia física fundamental.** II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a. ed., São Paulo, 2003, p. 341.

GORNI, A. A.; SILVEIRA, J. H. D.; REIS, J. S. S. **Estudo avalia o desenvolvimento de chapas de aço com grão ultra-fino.** Corte & Conformação de Metais., Julho 2007 p. 78-105.

GRAF, A.; HOSFORD, W. F. **Metallurgical and Materials Transactions.** v. 21A, 1990, p. 87-94.

HAESSNER, F. **Systematic survey and basic problems of recrystallization.** In: Haessner, F. (ed.) Recrystallization of metallic materials. Dr. Riderer-Verlag, Stuttgart, 1978, p. 1-10.

HAM B. Q., YUE S. **Processing of Ultrafine Ferrite Steels.** - Journal of Materials Processing Technology 117, Irvine CA USA, 2003, p. 100-104.

HONEYCOMBE, R.W.K. **Carbide precipitation in HSLA steels. Proc. microalloyed HSLA steels.** (A. DeArdo, ed.), Chicago, 1988, p. 1-13.

HONG, S. C.; LIM, S. H.; HONG, H. S.; LEE, K. J.; SHIN, D. H.; LEE, K. S. **Effects of Nb on strain induced ferrite transformation in C-Mn steel.** Material Science and Engineering A, v. 355, 2003, p.241-248.

HOU, H.; CHEN, Q.; LIU, Q.; DONG, H. **Grain refinement of a Nb–Ti microalloyed steel through heavy deformation controlled cooling.** Journal of Materials Processing Technology 137, 2003, p. 173–176.

HU, H. **in Recovery and Recrystallization of Metals** (ed.: L. Himmel), Gordin and Breach, 1963, p. 311.

HUMPHREYS, F. J. **A unified theory of recovery, recrystallization and grain growth, based on the stability and growth of cellular microstructures – II: The effect of second-phase particles.** Acta Materialia, v. 45, n° 12, 1997, p. 5031-5039.

HUMPHREYS, F. J. **Acta Metallurgica**, v. 25, 1977, p. 1323.

HUMPHREYS, F. J.; HATHERLY, M. **Recrystallization and related annealing phenomena**. Elsevier Science Ltd, Oxford, 1996.

KEELER, S.P. **Proprieties related to forming**. Understanding sheet metal formability. Machinery. v. 74, n. 8, 1968, p. 94-103.

KEH, A. S.; WEISSMAN, S. **Deformation structure in body-centered cubic metals**. In: Thomas, G.; Washburn, J. (eds.), Electron Microscopy and Strength of Crystals, Interscience, New York, 1963, p. 231-300.

KESTENBACH, H.-J. **Precipitação de carbonitreto em aços microligados**. In: Ivani Bott; Paulo Rios; Ronaldo Paranhos. (Org.). Aços: Perspectivas para os próximos 10 anos. Rio de Janeiro: FINEP, v. 1, 2002, p. 95-108.

KOBAYASHI, S.; OH, S.I.; ALTAN, T. **Metal forming and the finite element method**. Oxford University Press, 1989.

KOZASU, I. **Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals**. Thermec 88, Tokio, The Iron and Steel Institute of Japan, 420, 1988.

KRAUSS, G. **Phase Transformations in Ferrous Alloys**. Proc. of an Int. Conf., Warrendale, TMS-AIME, 101, 1984.

LANGE, K. **Forming Handbook**. Ed. McGraw Hill and SME, New York, 1993.

LANKFORD, W.J.; SNYDES, S.C.; BAUSCHER, J.A. **Trans. american society met.**, v.42, 1950, p.1197.

LIMA, N. B. de; LIMA, M. G. de; PADILHA, A. F. **Texturas de recristalização**. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a. ed., São Paulo, 2003, p. 108-110.

LOBÃO, M.C. **Determinação de curvas limite de conformação por procedimentos experimentais e simulação numérica do processo de estampagem**. Florianópolis: Dissertação de Mestrado – PCEM – UFSC, 2003.

MABUCHI, H.; HASEGAWA, T.; ISHIKAWA, T. **ISIJ International**, 39, 1999, p. 477-485.

MAGNABOSCO, A.S. **Caracterização da estampabilidade dos aços COSIPA laminados a frio**. Projeto LME LTFA01 - COSIPA, 1994.

MAGNABOSCO, A. S. **Influência da Microestrutura na Formação da Textura de Chapas Produzidas por Recozimento Rápido**. Tese de mestrado, IME, Rio de Janeiro, 1986.

MARCINIAK, Z.; DUNCAN, J.L. **The mechanics of sheet metal forming**. Edward Arnold, 1992.

MATSUMARA, N.; TOKIZANE, M. **Trans. Japan Institute of Metals**. v. 23, 1982, p. 378.

MEDEIROS, J.L.B.; REGULY, A.; STROHAECKER, T.R.; SANTOS, F.P.; CRAIDY, P. **Desenvolvimento e aplicações dos aços dual phase**. 61º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, p. 937-942, 2006.

MISHRA, S.; DAERMANN, C. **International Metals Review**. v. 27, n. 6, 1982, p. 307-320.

MORRISON, W.B. **The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel**. Transactions of the ASM, v. 59, 1966, p. 824-884.

NAGAI, K. **Journal of materials processing technology**, 117, 2001, pp. 329-332.

NEWBY, J.R. **Formability of steel sheet; Metlas handbook; Forming and forging**. 9ª ed., v. 14, 1988, p. 545-560.

NIKURA, M.; FUJIOKA, M.; ADACHI, A.; MATSUKURA, T.; YOKOTA, T.; SHIROTA, Y.; HAGIWARA, Y. **New concepts for ultra refinement of grain size in Super Metal Project**. Tokyo: Journal of Materials Processing Technology 117, 2001, p. 341-346.

NUNES, J. R. **Laminação de um Aço de Alta Resistência no Campo da Austenita Metaestável**. Dissertação de mestrado, COPPE/ UFRJ, Rio de Janeiro, 1987.

NUTTING, J. **JISI** 207. 872, 1969.

OHMORI A., TORIZUKA S., NAGAI K. **Strain-hardening due to dispersed cementite for low carbon ultrafine-grained steels**. ISIJ International, Vol. 44, 2004.

OLIVEIRA, C. A. S. **Têmpera direta de aços baixa liga: aspectos cinéticos, microestruturais e de propriedades mecânicas**. Tese de doutorado, COPPE- UFRJ, Rio de Janeiro, 1994.

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. Jr. **Crescimento das regiões recristalizadas**. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2ª. ed., São Paulo, 2003, p. 72.

PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. Jr. **Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais – ABM, São Paulo, 1996.

PERO-SANZ, J.; RUIZ-DELGADO, M.; MARTINEZ, V.; VERDEJA, J. I. **Annealing textures for drawability: influence of the degree of cold rolling reduction for low-carbon and extra low-carbon ferritic steels**. Materials Characterization, 1999, p. 303-309.

PLAUT, R. L. **Estampabilidade de chapas: ensaios e aplicações**. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a. ed., São Paulo, 2003, p. 266 - 297.

RAMOS L. F., MATLOCK D. K., KRAUSS G. **Communications on the deformation behavior of dual-phase steels**. Metallurgical Transactions, Vol. 10A, 1979, p. 259 - 261.

RAY, R. K.; JONAS, J. J.; HOOK, R. E. **Cold rolling and annealing textures in low-carbon and extra low-carbon steels**. International Materials Reviews, v. 39, 1994, p. 129-171.

REED-HILL, R. E. **Princípios de metalurgia física**. Ed. Guanabara Dois. 2^a ed. Rio de Janeiro, 1987.

RENÓ, R. T. **Conformabilidade e textura de chapas finas a frio de aço acalmado ao alumínio**. Dissertação de mestrado em engenharia – USP, São Paulo, 1985.

REPAS, P. E. **Metallurgical fundamentals for HSLA steels**. World Materials Congress – Microalloyed HSLA Steels, 1988, p. 3- 8

RIBEIRO, A. F. **Estudo das transformações microestruturais do aço temperado e revenido SAR 80**. Dissertação de mestrado COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, 1991.

ROCHA, M. R. **Aço ABNT 1045 esferoidizado: estudo da cinética de coalescimento e correlações entre microestruturas e propriedades mecânicas**. Dissertação de Mestrado – PGMAT – UFSC, Florianópolis, 2001.

ROCHA, M. R. **Avaliação do efeito das transformações martensíticas na conformabilidade dos aços 304N e 304H**. Tese de doutorado, PGMAT, UFSC, Florianópolis, 2006

ROE, R. J. **Applied Physics**. v. 36, 1965, p. 2024.

SAMPAIO, A. P.; MARTINS, C. A.; SOUZA, P. C. **Caracterização da conformabilidade de aço livre de intersticiais**: III Conferência Nacional de Conformação de Chapas, IV Conferência Internacional de Forjamento / Brasil, Porto Alegre, 2003

SANDIM, H. R. Z. **Heterogeneidades de deformação: Uma visão microscópica**. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a. ed., São Paulo, 2003, p. 21.

SANTOS, D.B. **Obtenção de ferrita de grão ultrafino em aços C-Mn e C-Mn-Nb-Ti**. Metalurgia & Materiais 572, v. 62, 2006, p. 598.

SANTOS, D.B.; BRUZSZEK, R.K.; RODRIGUES, P.C.M.; PERELOMA, E.V. **Formation of ultra-fine ferrite microstructure in warm rolled and annealed C-Mn steel**. Materials Science and Engineering A346, 2003, p. 189-195.

SANTOS, R. A. **Avaliação de aço de alta estampabilidade pelo método de Marciniak e validação das deformações verdadeiras obtidas via simulação numérica.** Dissertação (Mestrado em Engenharia de Fabricação), Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica- UFPR, Curitiba, 2007.

SAVOIE, J. et al. **Predictions os forming limit diagrams using cristal plasticity models.** Materials Science and Engineering A, n. 257, 1998, p. 128-133.

SCHAEFFER, L. **Introdução à conformação mecânica dos metais.** 1ª ed. Porto Alegre: Editora da Universidade – UFRGS, p. 9, 1983.

SHIN, D. H.; PARK K.-T.; KIM Y.-S. **Metallurgical and materials transactions,** 32A, 2001, p. 2373-2381.

SICILIANO, F.; ONO, A. A. **Aços microligados para peças forjadas e para cementação.** Anais da X Conferência Internacional de Forjamento (XXVI Senafor, 2006), p. 56-57.

SILVA, H. R. **Efeito do Tamanho de Grão Ultrafino nas Propriedades Mecânicas do Aço Nb-Ti Laminado a Morno Seguido de Recozimento Intercritico e Subcrítico.** Dissertação de Mestrado em Metalurgia Física – UFMG, Belo Horizonte, 2007.

SILVA NETO, O. V.; BALANCIN, O. **Influência do tempo de recozimento e da deformação no refino de grão ferrítico de um aço baixo carbono.** Simpósio CONAMET, 2003, p. 246-249.

SONG R., PONGE D., RAABE D. **Improvement of the Work Hardening Rate of Ultrafine Grained Steels Through Second Phase Particles.** Scripta Materialia 52, Düsseldorf, Germany, 2005, p. 1075-1080.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos.** Edgard Blucher, 1974.

SPEICH, G. R.; LESLIE, W. C. **Metallurgical and Materials Transactions 3.** 1043, 1972.

SROUR, E.H.Jr. **Determinação do grau de conformabilidade de chapa de aço para suporte de coluna de direção e identificação de similar nacional.** Dissertação de Mestrado, Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.

STÜWE, H. P.; FAUSTMANN, J. **Introduccion a las texturas de los materiales metalicos.** Editorial Montecorvo, Madri, 1969.

TANAKA, T. **Four stages of thermomechanical processing in HSLA steel proc.** International Conference on High Strength Low Alloys Steels. AIME/ Australasian Inst. Of Metals, Wollongong, Austrália, 1984, p.6-16.

TAVARES, S.S.M.; PEDROZA, P.D.; TEODÓSIO, J.R.; GUROVA T. **Mechanical properties of a quenched and tempered dual phase steel**. Scripta Materialia, v. 40, n. 8, 1999, p. 887–892.

TESHIMA, S.; SHIMIZER, M. **Recrystallization behaviour of cold rolled mild steel**. Transactions of AIME, 1965, p. 279-319.

THELNING, K.E. **Steels and its heat treatment**. 2^a ed., Butherworths, Mackays of Great Britain: Chatham Ltd., 1984.

TROWSDALE, A.J.; PRITCHARD, S.B. **Dual phase steels – high strength fasteners without heat treatment**. Corus Constructions & Industrial, UK, 2002.

UEJI R., TSUJI N., MINAMINO Y., KOIZUMMI Y. **Effect of rolling reduction on ultrafine grained structure and mechanical properties of low-carbon steel thermomechanically processed from martensite starting structure**. Science and Technology of Advanced Materials 5, Osaka, Japan, 2003, p. 153-162.

USHIODA, K. et al. **In Proceedings of the 7th International Conference on “Textures of Materials”**, p. 301, Noordwijkerhout, Netherland, 1984.

USIMINAS. **Conformação na prensa**. Usiminas, n. 6, 1999.

VALIEV, R.Z.; ALEXANDROV, I.V. **Nanostructured materials from severe plastic deformation**. Nanostructured Materials, v. 12, 1999, p. 35-40.

VALIEV, R.Z. et al.; **Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation**. Progress in Materials Science, 45, 2000, p. 103-189.

VIANA, C. S. C.; LOPES, A. M. **Texturas de transformação de fases**. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a. ed., São Paulo, 2003, p. 197.

VIANA, C. S. C.; LOPES, A. M.; BRANDÃO, L.P.M. **Características e tendências dos aços para estampagem**. In: Ivani de S. Bott, Paulo R. Rios, Ronaldo Paranhos. (Org.). Aços: Perspectivas para os Próximos 10 Anos. 1 ed. Rio de Janeiro: PUC - RJ, v. 1, 2002, p. 45-53.

VIANA, C. S. C.; PAULA A. dos S. **Texturas de deformação**. II Workshop sobre textura e relações de orientação. 2^a. ed., São Paulo, 2003, p. 36-53.

WALTER, J. L.; KOCH, E. F. **Acta Metallurgica**, v. 11, 1963, p. 923.

WOODTHORPE, J.; PEARCE, R. **The effect of r and n upon the forming limit diagrams of sheet steel**. Sheet Metal Industries, 1969, p. 1061-1067.

ZIMNIK, W.; FREIER, K.; HUSSY, S.; BUNGE, H-J. **Steel Research**. v. 64, n. 8/9, 1993, p. 420-424.

APÊNDICE A

EMPRESA BRASMETAL WÄELZHOLZ

A BW nasceu de uma joint-venture entre o Grupo Souto Vidigal e a C.D. Wälzholz, grupo alemão com mais de 175 anos de experiência em laminação de aços especiais. Essa parceria bem sucedida iniciou-se em 1973 para suprir a necessidade das indústrias de autopeças, eletrodomésticos, ferragens entre outros. Hoje, a BW atua em vários outros segmentos, operando com a mais moderna tecnologia de laminação a frio por meio de processos produtivos inovadores. Possui as certificações ISO/TS 16949, ISO 14001 e OHSAS 18001.

Fábrica

O processo de relaminação da BW reflete o que há de melhor e mais moderno no mundo. Laminadores reversíveis dotados de controle de espessura automático (AGC), em que o controle é monitorado através de sistema integrado por raio-x, fornos de recozimento de alta convecção, operando com atmosferas de 100% de hidrogênio, e modernas linhas de corte longitudinal são alguns dos elementos responsáveis por diferenciais na qualidade do aço produzido pela BW.

O processo de relaminação confere ao aço uma série de características para as mais diferentes aplicações, o que o torna um produto de excelência pela versatilidade com que pode ser processado.

Dentre estas características destacam-se: tolerâncias dimensionais restritas e uniformes; propriedades mecânicas homogêneas com uma grande gama de faixas conforme a necessidade do produto; acabamento de superfície diferenciada; qualidade de forma apurada em que o produto tem, como característica final, excelente planicidade.

O processo envolve etapas de decapagem, corte, laminação, recozimento e, em muitos casos, tratamento de superfície. Determinadas qualidades podem ainda ser temperadas e revenidas, em processos contínuos, para atender aplicações específicas. As propriedades finais dos produtos relaminados são definidas por meio de sua composição química, condições de laminação a quente e a frio, e o tratamento térmico

Exportação

Fornecedora mundial de tiras de aço, a Brasmetal Waelzholz destina parte de sua produção ao mercado externo. Atendendo a países na América Latina e Oceania, acumula experiência para produzir e fornecer produtos de acordo com as mais exigentes especificações de material e embalagem. Além disso, a pesquisa dos aspectos peculiares da região de destino assegura a entrega dos materiais em perfeito estado.

A atenção às normas internacionais é uma constante para cada um dos 38 países que recebem os produtos da Brasmetal Waelzholz, dentre os quais se destacam todos os países da América Latina.

Rua Goiás, 501 – Vila Oriental – Diadema – SP

<http://www2.brasmetal.com.br>

APÊNDICE B

INTERVALO DE CONFIANÇA DE MEDIDAS

Para os ensaios de medida de tamanho de grão e dureza Vickers os resultados foram tratados e apresentados seguindo-se a seguinte metodologia:

- 1) Cálculo da média aritmética.

$$\tilde{N} = (N_1 + N_2 + \dots + N_i) / i \quad (\text{Eq A1})$$

onde:

\tilde{N} = Média aritmética

N_i = Valores medidos

i = Número de medidas

- 2) Cálculo do desvio padrão de cada média calculada.

$$\sigma = \{[(\Delta N_1)^2 + (\Delta N_2)^2 + \dots + (\Delta N_i)^2] / (i-1)\}^{1/2} \quad (\text{Eq A2})$$

onde:

σ = desvio padrão

$\Delta N_i = N_i - \tilde{N}$

- 3) Cálculo do intervalo de variação com 95% de certeza.

$$v = 2 \sigma / i^{1/2} \quad (\text{Eq A3})$$

onde:

v = intervalo de variação

APÊNDICE C

Resultados ensaios de tração - Gráficos Tensão X Deformação.

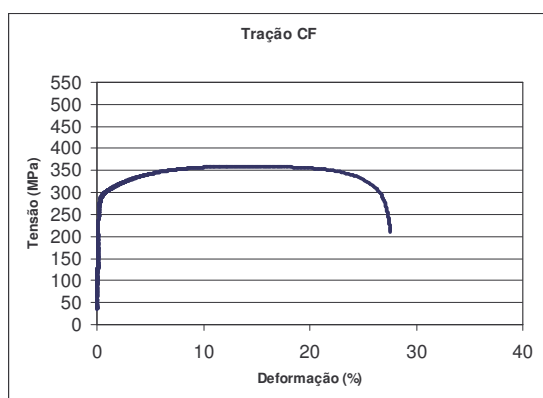


Figura A1- Curva Tensão x Deformação - Material CF/PA - CP1.

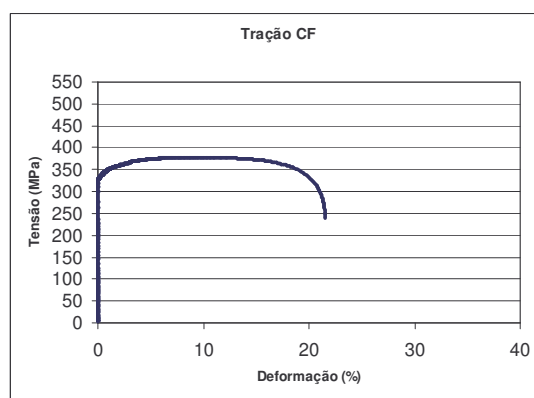


Figura A2- Curva Tensão x Deformação - Material CF/PA - CP2.

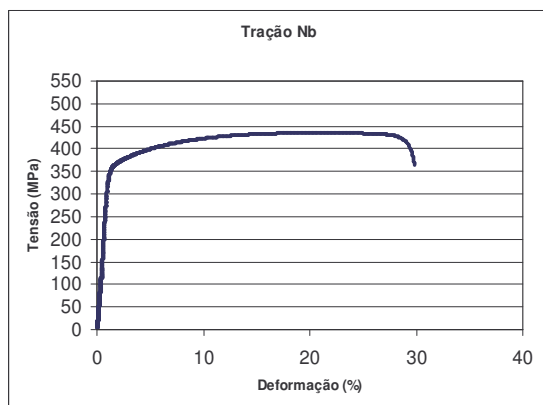


Figura A3- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb/PA - CP1.

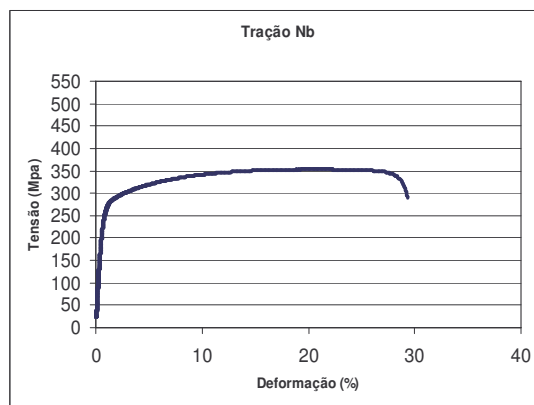


Figura A4- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb/PA - CP2.

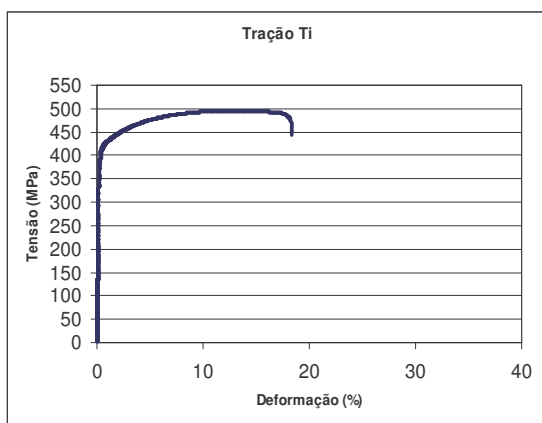


Figura A5- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/PA - CP1.

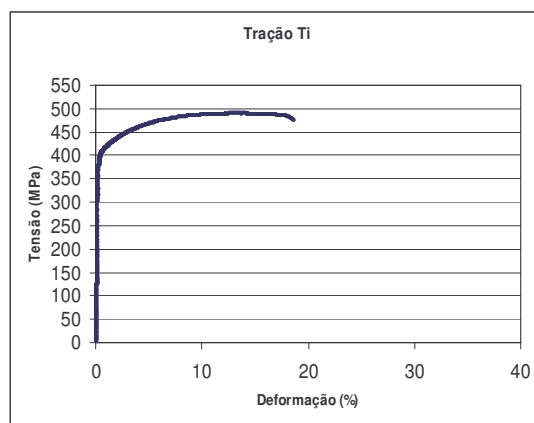


Figura A6- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/PA - CP2.

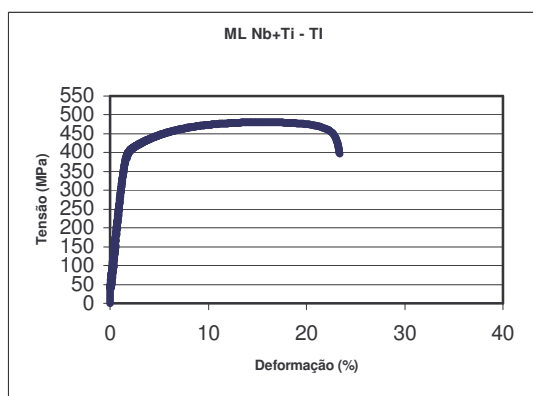


Figura A7- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/TI - CP1.

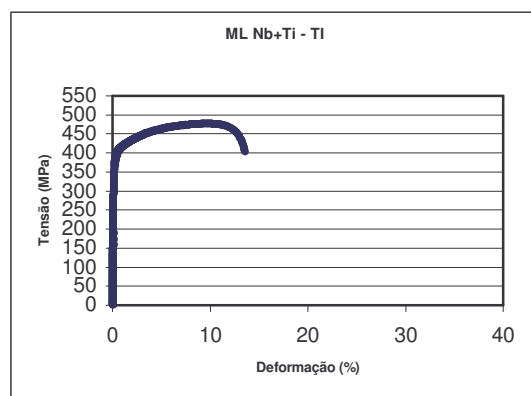


Figura A8- Curva Tensão x Deformação - Material ML Nb+Ti/TI - CP2.