

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

“ INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO NA LAMINAÇÃO DE
ENCRUAMENTO NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO
AÇO ACALMADO AO ALUMÍNIO REFOSFORADO,
GALVANIZADO A QUENTE, CLASSE 220MPa DE LIMITE
DE ESCOAMENTO”

Autor: Carlos Augusto Carvalhido
Orientadora: Prof^a. Berenice Mendonça Gonzalez
Co-Orientador: Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Minas

Carlos Augusto Carvalhido

“INFLUÊNCIA DA DEFORMAÇÃO NA LAMINAÇÃO DE ENCRUAMENTO NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO ACALMADO AO ALUMÍNIO
REFOSFORADO, GALVANIZADO A QUENTE, CLASSE 220MPa DE LIMITE DE
ESCOAMENTO”

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

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientadora: Prof^a. Berenice Mendonça Gonzalez

Co-Orientador: Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2007

*Primeiramente a Deus.
À Fabíola pelo companheirismo.
À minha mãe e ao meu pai.
Aos meus irmãos e amigos.*

AGRADECIMENTOS

À Professora Berenice Mendonça Gonzalez pela total disponibilidade, pela orientação, dedicação e ensinamentos transmitidos.

Ao Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo pela orientação, acompanhamento, sugestões e críticas.

À Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, em especial ao Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, pela oportunidade da realização deste projeto de pesquisa.

À Usiminas pela oportunidade e pelo o apoio financeiro.

Aos amigos da Usiminas, em especial, Eduardo Côrtes Sarmiento, Pedro Olindo Pimentel, Luiz Claudio de Oliveira Meyer, Gislân William Guimarães, Petrus Barros Barcelos, Daniel Viçoso Branjioni, Adalto Verneck Costa, Fabio Dian Murari, Aldo Henrique de Almeida Barbosa, Odair José dos Santos, João Francisco Batista Pereira, pela presteza, confiança, apoio e ensinamentos durante o projeto.

Aos funcionários da Usiminas, lotados na Gerência de Laboratórios e Ensaios de Liberação, pela a realização dos ensaios solicitados.

RESUMO

A contínua busca da melhoria da competitividade do aço frente aos sucedâneos tem levado ao desenvolvimento de aços mais resistentes, permitindo atender a três das principais demandas do setor automotivo: redução de peso, economia de combustível e aumento da segurança do usuário. Outra grande preocupação das montadoras e das usinas siderúrgicas é no aumento da resistência à corrosão dos aços, resultando no aumento constante do consumo de aços galvanizados.

Este trabalho estudou a influência da deformação na laminação de encruamento nas propriedades mecânicas do aço acalmado alumínio, refosforado, galvanizado a quente, concentrando em aços com limite de escoamento mínimo de 220MPa. De maneira geral, observou-se maior resistência ao retorno do escoamento descontínuo e do aumento da deformação no patamar de escoamento, em materiais com maior grau de deformação aplicado no laminador de encruamento, devido a maior densidade de deslocamentos geradas nestes materiais. Destaca-se também que o projeto utilizando grau de deformação na laminação de encruamento igual a 2,3% foi o mais adequado para a fabricação do aço estudado.

ABSTRACT

The continuous search of improvement of competitiveness for a more resistant steel has led to its improvement, allowing be attend the three main demands of the automotive sector: reduction of weight, fuel economy and a safer car for the user. Another great concern of the car mallers and steel plants is in the increase of steel corrosion steel, resulting in the constant increase of the galvanized steel consumption.

This work studied the influence of the skin pass in its mechanical properties of the aluminum killed steel, re-phosphorized, hot dip galvanized, concentrating in steel with yield strain superior to 220MPa. In a generalized manner, it was noticed a bigger resistance to the return itself/increase of the yield point elongation in materials with higher degree of deformation applied in the temper rolling mill, which had the biggest density of deslocation generated in these materials. It is also distinguished that the project using degree of deformation in the skin pass mill reduction of 2.3% was the one with the best results.

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO.....	15
2 – OBJETIVOS.....	17
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
3.1 – CONCEPÇÕES DE AÇOS REFOSFORADOS PARA ESTAMPAGEM: BAIXO CARBONO E ULTRA BAIXO CARBONO.....	18
3.2 – COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	19
3.2.1 – <i>Efeito do carbono</i>	19
3.2.2 – <i>Efeito do fósforo</i>	20
3.2.3 – <i>Efeito do manganês</i>	21
3.3 – PROCESSAMENTO NA LAMINAÇÃO DE TIRAS A QUENTE.....	23
3.3.1 – <i>Efeito da temperatura de bobinamento</i>	23
3.4 – PROCESSAMENTO NA LAMINAÇÃO DE TIRAS A FRIO.....	24
3.4.1 – <i>Laminação a frio</i>	24
3.4.2 – <i>Recozimento: influência da temperatura de encharque</i>	24
3.4.3 – <i>Laminação de encruamento</i>	26
3.5 – PROCESSO DE GALVANIZAÇÃO A QUENTE.....	34
3.5.1 – <i>Fases presentes no recobrimento com zinco</i>	35
3.6 – TESTES RELATIVOS ÀS PROPRIEDADES RELACIONADAS À ESTAMPAGEM.....	37
3.7 – INTERPRETAÇÃO DOS RESULTADOS DOS TESTES.....	42
3.7.1 – <i>Limite de escoamento</i>	42
3.7.2 – <i>Coefficiente de anisotropia (R_m e ΔR)</i>	43
3.7.3 – <i>Expoente de encruamento (n)</i>	43
3.8 – EFEITOS DE ENVELHECIMENTO.....	44
3.8.1 – <i>Índice de envelhecimento – “Aging index”</i>	52
4 – METODOLOGIA.....	54
4.1 – MATERIAL.....	54
4.2 – PROCESSAMENTO.....	54
4.2.1 – <i>Aquecimento de placas</i>	54
4.2.2 – <i>Laminação a quente</i>	55
4.2.3 – <i>Laminação a frio</i>	55

4.2.4 – <i>Linha de galvanização a quente</i>	56
4.2.4.1 – Recozimento.....	56
4.2.4.2 – Revestimento.....	56
4.2.4.3 – Laminação de encruamento	56
4.3 – CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS	56
4.3.1 – <i>Avaliação da aderência de revestimento</i>	56
4.3.2 – <i>Análise metalográfica</i>	57
4.3.3 – <i>Caracterização do comportamento mecânico</i>	57
4.3.3.1 – Ensaio de tração.....	57
4.3.3.2 – Coeficiente de anisotropia normal	60
4.3.3.3 – Expoente de encruamento	60
4.3.3.4 – Índice de envelhecimento acelerado (“Aging index” – AI).....	61
4.3.3.5 – Comportamento do envelhecimento natural	61
5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO	62
5.1 – ANÁLISE QUÍMICA.....	62
5.2 – CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL POR GRAU DE DEFORMAÇÃO.....	62
5.2.1 – <i>Avaliação da aderência de revestimento</i>	62
5.2.2 – <i>Análise metalográfica</i>	63
5.2.3 – <i>Caracterização do comportamento mecânico</i>	65
5.2.3.1 – Ensaio de tração.....	65
5.2.3.2 – Coeficiente de anisotropia normal	73
5.2.3.3 – Expoente de encruamento	75
5.2.3.4 – Índice de envelhecimento (“Aging index” – AI).....	76
5.2.3.5 – Comportamento do envelhecimento natural	78
5.3 – AVALIAÇÃO DO PROJETO	86
6 – CONCLUSÕES.....	90
7 – SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	91
8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	92

LISTA DE SÍMBOLOS

AA	Aço acalmado ao alumínio
AA-HSS	Aço acalmado ao alumínio, baixo carbono, refosforado
AI	“Aging index” – Índice de envelhecimento
AL	Alongamento total
AL’	Subtração do alongamento total pelo alongamento no patamar de escoamento
Au	Alongamento uniforme
BH	“Bake Hardening” – Endurecimento por cura da pintura
CP	Corpo de Prova
e	Deformação convencional
GA	Aço galvanizado a quente com tratamento térmico – “Galvannealed”
GI	Aço galvanizado a quente zinco-puro – cristais de zinco minimizados
HDG	Produtos galvanizados por imersão a quente
HSS	“High Strenght Steel” – Aço refosforado
IF	Aço “Interstitial Free” – Livre de intersticiais
IF-HSS	Aço “Interstitial Free” refosforado
IF-Ti	Aço “Interstitial Free” estabilizado ao Ti
K	Coeficiente de resistência da equação de Hollomon
L_0	Comprimento inicial do corpo de prova
L_f	Comprimento do corpo de prova após fratura
L_i	Comprimento do corpo de prova no instante “i”
LE	Limite de escoamento
LE/LR	Relação elástica
LR	Limite de resistência
n	Expoente de encruamento
n_m	Expoente de encruamento médio
P	Força
ppm	parte por milhão
Pu	Ponto de carga máxima
R	Coeficiente de anisotropia normal
R_m	Coeficiente de anisotropia normal médio
s	Desvio padrão da amostra
S	Tensão convencional

SPMR	“Skin Pass Mill Reduction” – Grau de deformação na laminação de encruamento
SWE	“Secondary Work Embrittlement” – Fragilidade por deformação secundária
Tt	Temperatura de transição dútil-frágil
ULSAB	“Ultra Light Steel Auto Body”
\bar{X}	Valor médio de cada parâmetro
YP-EL	“Yield Point Elongation” – Deformação no patamar de escoamento
α	Ferrita
γ	Austenita
Γ	Fase gama do sistema ferro-zinco
δ	Fase delta do sistema ferro-zinco
ΔL	Variação de comprimento
ΔR	Coeficiente de anisotropia planar
ε	Deformação verdadeira
ε_t	Deformação verdadeira na espessura
ε_u	Deformação uniforme
ε_w	Deformação verdadeira na largura
ζ	Fase zeta do sistema ferro-zinco
η	Fase eta do sistema ferro-zinco
σ	Tensão verdadeira

LISTA DE FIGURAS

- Figura 3.1 – Influência da composição química e da temperatura de bobinamento na susceptibilidade à fragilização por deformação secundária. Aço (A): IF com 0,010% de P, sem adição de B; Aço (B): IF com 0,020% de P e 0,0011% de B; aço (C): IF com 0,019% de P sem adição de B (LOUREIRO, 1999)19
- Figura 3.2 – Efeito do teor de C (% em peso) e da redução a frio no valor R_m (HUTCHINSON, 1984)20
- Figura 3.3 – Efeito do P nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono, recozido (CHEN, 1995)21
- Figura 3.4 – Efeito de adição de elementos como solutos no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico (PICKERING, 1978)22
- Figura 3.5 – Efeito da adição de Mn sobre o limite de escoamento em aço microligado ao Nb e ao Nb-V laminado a frio e recozido (PRADHAN, 1984).....23
- Figura 3.6 – Influência da temperatura de encharque, durante um ciclo de recozimento contínuo, sobre o valor R_m . Composição química do aço estudado: C: 0,035%; Mn: 0,26%; P: 0,014%; S: 0,014%; N: 0,0032%. (OBARA, 1985)25
- Figura 3.7 – Influência da temperatura de encharque, durante um ciclo de recozimento contínuo, sobre o tamanho de grão e envelhecimento do material (BH) (BARBOSA, 1999).....26
- Figura 3.8 – Micromecanismo do envelhecimento: (a) deslocações livres e deslocações associadas à atmosferas de carbono e nitrogênio no aço; (b) após a laminação de encruamento, aumento da densidade de deslocações e desancoramento de deslocações; (c) após envelhecimento, deslocações reancoradas pelas atmosferas de carbono/nitrogênio (CHEN, 2000)28
- Figura 3.9 – Mudança da deformação no patamar de escoamento e do limite de escoamento com aumento do “SPMR”, onde SPMR (A) < SPMR (B) < SPMR (C) < SPMR (D) (LAKE, 1985)29
- Figura 3.10 – Limite de escoamento (símbolos fechados) e deformação no patamar de escoamento (símbolos abertos) em função do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento. Aço capeado. Composição Química: C: 0,06%; Mn: 0,33%; S: 0,017%; N: 0,002% (LAKE, 1985).....30

Figura 3.11 – Espaçamento das bandas de Lüders em função do SPMR para um aço capeado. Composição Química: C: 0,06%; Mn: 0,33%; S: 0,017%; N: 0,002% (LAKE, 1985).....	32
Figura 3.12 – Efeito do SPMR no valor n de um aço IF. Símbolos fechados: 75% de deformação a frio; símbolos abertos: 80% de deformação a frio. Composição Química: C:< 0,0050%; Mn: 0,15%; Al: 0,035%; Ti: 0,065%; N: 0,003% (ALVAREZ, 2004).....	33
Figura 3.13 – Esquema da linha de galvanização por imersão a quente da Unigal.....	34
Figura 3.14 – Detalhe do diagrama Fe-Zn, para região acima de 70% de zinco (NAKAMORI, 1988).....	36
Figura 3.15 – Seção transversal atacada de um aço galvanizado por imersão a quente, com tempo de imersão de um minuto em banho de zinco fundido a 450°C (ROWLAND, 1948).....	37
Figura 3.16 – Curvas típicas de tração de aços baixo carbono.....	38
Figura 3.17 – Medição de anisotropia normal através do valor R de Lankford.....	40
Figura 3.18 – Método de amostragem para obtenção de R_m e ΔR	41
Figura 3.19 - Aspectos do orelhamento em função de ΔR	41
Figura 3.20 – Curva tensão-deformação sob tração para um metal que apresenta escoamento descontínuo (REED-HILL, 1982).....	44
Figura 3.21 – Bandas de Lüders em um corpo de prova submetido a tração (REED-HILL, 1982).....	45
Figura 3.22 – Curva tensão-deformação de um aço baixo carbono recozido e ensaiado até o ponto A, descarregado e reensaiado. A curva (c) = (a), a partir do ponto A representa o material ensaiado imediatamente enquanto a curva (b) representa o material envelhecido (PEREIRA, 1986).....	46
Figura 3.23 – Efeito da quantidade de carbono em solução sólida sobre o aparecimento de linhas de distensão (HAYASHIDA, 1994).....	47
Figura 3.24 – Ilustração esquemática de um diagrama Fe-Fe ₃ C e as mudanças nos tamanhos das partículas de cementita após os resfriamentos rápido e lento, na região ferrítica (OKAMOTO, 1985).....	48
Figura 3.25 – Efeito do grau de deformação na laminação a frio na variação da deformação no patamar de escoamento após três meses. Adaptado de HUNDY, 1956.....	49
Figura 3.26 – Efeito do grau de deformação na laminação a frio na variação da tensão após três meses. Adaptado de HUNDY, 1956.....	49

Figura 3.27 – “Bake Hardening” em função da pré-deformação para aços HSLA-500, DP-600 e TRIP-800. Os símbolos cheios para os aços HSLA-500 e TRIP-800 se referem ao limite de escoamento inferior e os símbolos abertos se referem ao limite de escoamento superior (HANCE, 2003)	51
Figura 3.28 – Efeito da pré-deformação no valor “Bake Hardening”. Composição química: Aço A: 0,0020% C, 0,25% Mn, 0,066% P, 0,010% S, 0,04% Al, 0,0014% N e 0,019% Ti. Aço B: 0,0031% C, 0,20% Mn, 0,063% P, 0,009% S, 0,03% Al, 0,0025% N e 0,013% Ti (JEONG, 1998).....	51
Figura 3.29 – Procedimento esquemático para obtenção do aging index (CHEN, 2000)	52
Figura 3.30 – Relação entre o índice de envelhecimento e o alongamento no patamar de escoamento (TANIKAWA, 1995)	53
Figura 4.1 – Representação esquemática do corpo de prova de tração utilizado	57
Figura 4.2 – Representação esquemática do comportamento das curvas obtidas nos ensaios de tração realizados	59
Figura 4.3 – Representação esquemática da medição de Au.....	60
Figura 5.1 – Aspecto microestrutural das amostras enviadas para análise. Aumento 200 vezes. Ataque: nital 4%	64
Figura 5.2 – Variação de LE (a) e do YP-EL (b) com a variação de SPMR	66
Figura 5.3 – Curva de tração realizada em material com 1,2% de SPMR. (a) curva completa; (b) curva na região de transição elástico - plástico.....	67
Figura 5.4 – Curva de tração realizada em material com 0,5% de SPMR. (a) curva completa; (b) curva na região de transição elástico - plástico.....	68
Figura 5.5 – Variação do LR com a variação do SPMR.....	69
Figura 5.6 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de LE/LR.....	70
Figura 5.7 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de AL	71
Figura 5.8 – Comportamento do alongamento total menos o alongamento no patamar de escoamento com a variação de SPMR.....	72
Figura 5.9 – Comportamento de Au com a variação do SPMR.....	73
Figura 5.10 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de R_m	74
Figura 5.11 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de n_m	76

Figura 5.12 – Influência do grau de deformação no laminador de encruamento no índice de envelhecimento (“Aging Index” – AI)	77
Figura 5.13 – Comportamento semanal do LE e do YP-EL para cada grau de deformação aplicado no laminador de encruamento: (a) SPMR 0,0% - LE; (b) SPMR 0,0% - YP-EL; ; (c) SPMR 0,5% - LE; (d) SPMR 0,5% - YP-EL; ; (e) SPMR 1,2% - LE; (f) SPMR 1,2% - YP-EL; ; (g) SPMR 1,5% - LE; (h) SPMR 1,5% - YP-EL; ; (i) SPMR 1,8% - LE; (j) SPMR 1,8% - YP-EL; ; (k) SPMR 2,3% - LE; (l) SPMR 2,3% - YP-EL	81
Figura 5.14 – Evolução da deformação do patamar de escoamento com o tempo para cada SPMR analisado.....	83
Figura 5.15 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de Δ YP-EL	83
Figura 5.16 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de Δ LE	85
Figura 5.17 – Resultados obtidos de LE e LR durante as 22 semanas de avaliação do aço com SPMR igual a 2,3%.....	88
Figura 5.18 – Resultados obtidos de LE e AL durante as 22 semanas de avaliação do aço com SPMR igual a 2,3%.....	89

LISTA DE TABELAS

Tabela III.1 - Características e propriedades das fases intermetálicas dos sistema Fe-Zn (KATO, 1993).....	37
Tabela IV.1 – Faixa de composição química visada (% em peso).....	54
Tabela IV.2 – Parâmetros de processamento de recozimento	56
Tabela IV.3 – Dimensões e tolerâncias do corpo de prova – Norma EN 10.002-1-2001 ..	58
Tabela V.1 – Composição química obtida (% em peso).....	62
Tabela V.2 – Resultados dos testes de aderência pelo ensaio “Ball Impact Test”	63
Tabela V.3 – Tamanho de grão ferrítico	65
Tabela V.4 – Resultados obtidos através de ensaio de tração	65
Tabela V.5 – Resultados obtidos de R_m	74
Tabela V.6 – Valores de n_m	75
Tabela V.7 – Resultados de AI	77
Tabela V.8 – Valores requeridos pela a norma EN10292 / grau H220PD	86
Tabela V.9 – Propriedades mecânicas do aço com SPMR de 2,3% na semana 0.....	87

1 – INTRODUÇÃO.

A indústria automobilística vem, ao longo dos anos, modificando as formas e projeto de fabricação de veículos, o que tem provocado um crescimento nas exigências com relação à estampabilidade das chapas destinadas à fabricação de carrocerias de automóveis. Em particular, a procura do aumento da eficiência energética dos automóveis determina um esforço para se reduzir o peso dos mesmos, o que pode ser obtido com uso de aços alta resistência, sendo interessante a associação de tal característica com a boa estampabilidade do material.

Os fornecedores da indústria automobilística são assim continuamente desafiados a suprir a demanda por melhor qualidade, menor custo e maior eficiência para as linhas de montagens automotivas. A indústria siderúrgica não é exceção a esta realidade e vem sendo severamente pressionada por materiais alternativos, tais como ligas de alumínio, plásticos e polímeros compostos.

Em função do avanço destes sucedâneos citados, foi criado o projeto ULSAB – “Ultra Light Steel Auto Body”. Este projeto, realizado por um consórcio de 35 empresas siderúrgicas de 18 países, dentre as quais a Usiminas, criou uma carroceria ultra leve, de aço, sendo que o sucesso deste projeto deveu-se em grande parte ao uso intensivo de aços alta resistência. No projeto ULSAB, conseguiu-se reduzir o peso de uma carroceria convencional (sedan 4 portas) em 25%.

Ainda dentro da preocupação das montadoras e das usinas siderúrgicas com a melhoria dos aços ofertados à indústria automotiva, o uso de chapas de aço com recobrimento metálico aumentou, nos últimos anos, devido à necessidade de aumentar a durabilidade destes produtos, tornando-os ainda mais resistentes à corrosão.

A excelente resistência à corrosão em diferentes ambientes, facilidade de aderência ao aço e a capacidade de proteger galvanicamente o aço em pequenas discontinuidades do revestimento tornaram o zinco um dos mais importantes revestimentos usados para proteger o aço da corrosão atmosférica. Com o desenvolvimento tecnológico dos processos de galvanização, houve uma melhora

considerável da qualidade dos produtos revestidos e sua utilização em peças que sofrem conformação mais severas e/ou painéis expostos aumentou.

Neste trabalho foi estudada a influência da deformação na laminação de encruamento nas propriedades mecânicas e na susceptibilidade ao envelhecimento de um aço acalmado alumínio, refosforado e galvanizado a quente. Tal parâmetro foi avaliado por influenciar as propriedades mecânicas, destacadamente o limite de escoamento e a resistência ao envelhecimento do material. Destaca-se ainda a maior flexibilidade de mudanças no grau de deformação na laminação de encruamento, quando comparado a outros parâmetros do processo de fabricação de aço, em casos de necessidade de ajustes no projeto de fabricação do produto. Este estudo objetivou a produção de um aço com limite de escoamento superior a 220MPa, usualmente aplicável em grandes painéis automotivos (capôs, portas, teto, etc.), que representa um grande campo para possíveis reduções de peso, além de influenciar na segurança do veículo.

2 – OBJETIVOS

Os objetivos deste estudo são:

- Desenvolver um aço revestido, refosforado, acalmado ao alumínio e de baixo carbono, para atendimento a demanda das montadoras pelo grau H220PD da norma EN10292 – 2004, através da linha de recozimento contínuo, seguido do processo de revestimento por imersão a quente em banho de zinco.
- Determinar o valor da redução na laminação de encruamento que define uma melhor condição de estampagem do aço em questão.
- Avaliar o comportamento, em relação ao envelhecimento, do aço galvanizado por imersão, refosforado, acalmado ao alumínio e de baixo carbono em função do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento.

3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Concepções de aços refosforados para estampagem: baixo carbono e ultra baixo carbono

Aços “Interstitial Free” (IF) refosforados (IF-High Strength Steel – IF-HSS) são obtidos através da redução dos teores de carbono e nitrogênio e da adição de elementos formadores de carbonitreto, tais como titânio e/ou nióbio. Estes materiais possuem como vantagem, quando comparados aos aços acalmados ao alumínio, baixo carbono, refosforados (AA-HSS), melhor performance em processos de estampagem e maior resistência ao envelhecimento natural, sendo estas duas características beneficiadas pelo fato do material ser IF. Porém, para obter esta característica, o processo de aciaria dos aços IF é mais caro e complexo do que materiais AA-HSS, pois necessita de:

- Processamento em um desgaseificador a vácuo para a redução do teor de carbono;
- Adição de elementos estabilizadores de carbono como titânio e/ou nióbio.

Além disto, aços IF, especialmente aqueles que tem sua resistência aumentada por adição de fósforo, são susceptíveis à fratura intergranular em peças conformadas (CHEN, 1995). Esta fratura, sempre do tipo frágil, ocorre na deformação a frio de peças previamente conformadas e recebe a denominação de Fragilização por Deformação Secundária (SWE – “Secondary Work Embrittlement”).

A ocorrência deste fenômeno está associada à ausência dos elementos intersticiais carbono e nitrogênio nos contornos de grão. Estes elementos, além do boro, contribuem, por motivos ainda não totalmente compreendidos, para aumento da coesão entre grãos. Esta força coesiva é diminuída nos aços IF e a ocorrência da fratura intergranular é favorecida (YASUHARA, 1994).

Em aços IF o uso de fósforo para promover o aumento da resistência no material traz consigo o inconveniente de aumentar a susceptibilidade à fragilização secundária pela segregação deste elemento nos contornos de grão. A figura 3.1 mostra a variação da temperatura de transição dútil-frágil (T_t) em três diferentes materiais: (A) aço IF com

baixo teor de fósforo; (B) aço IF refosforado com adição de boro; (C) aço IF refosforado sem adição de boro. Observa-se que o material IF refosforado sem boro é o que apresenta maior temperatura de transição dútil-frágil e, conseqüentemente, maior susceptibilidade à fragilização secundária (LOUREIRO, 1999).

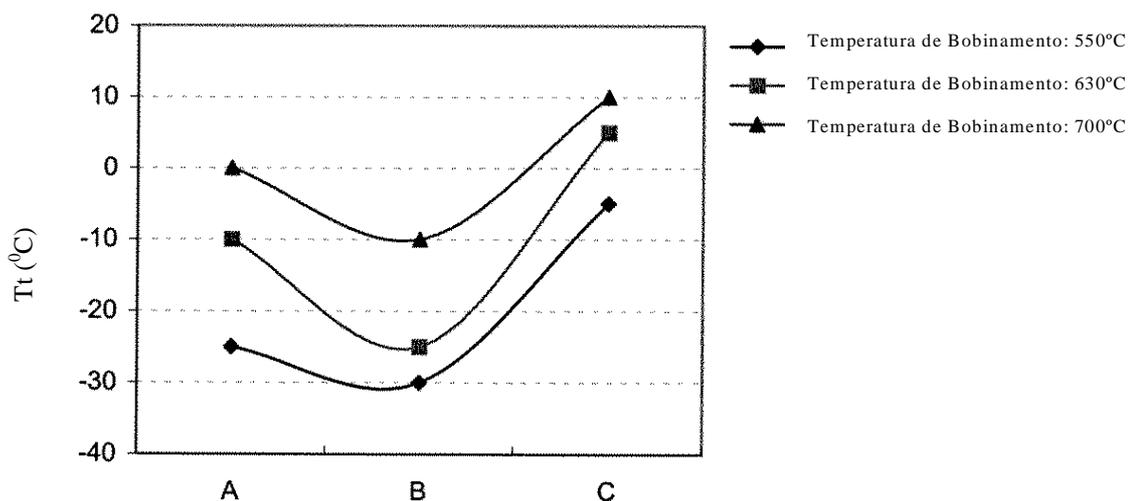


Figura 3.1 – Influência da composição química e da temperatura de bobinamento na susceptibilidade à fragilização por deformação secundária. Aço (A): IF com 0,010% de P, sem adição de B; Aço (B): IF com 0,020% de P e 0,0011% de B; aço (C): IF com 0,019% de P sem adição de B (LOUREIRO, 1999)

3.2 – Composição química

3.2.1 – Efeito do carbono

É um fato largamente difundido que teores mais altos de carbono são indesejáveis aos aços destinados a estampagem profunda. A figura 3.2 ilustra a diminuição do valor coeficiente de anisotropia normal (R) médio (R_m), parâmetro associado à estampabilidade a ser definido no itens 3.6 e 3.7.2, com o aumento no teor de carbono. Esse comportamento tem sido associado à nucleação, nas interfaces ferrita/perlita nos aços de mais alto carbono, de componentes de textura

desfavoráveis, ou seja, diminuição da intensidade relativa da componente {111} (HUTCHINSON, 1984).

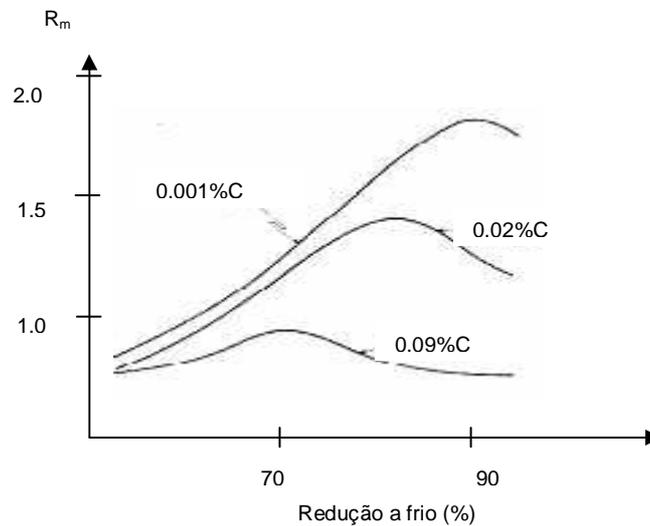
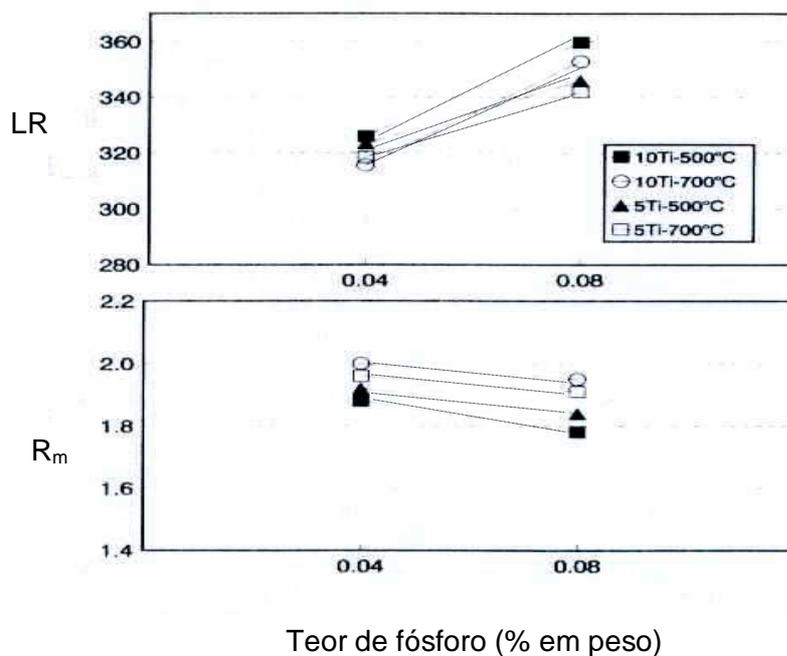


Figura 3.2 – Efeito do teor de C (% em peso) e da redução a frio no valor R_m (HUTCHINSON, 1984)

Destaca-se também que carbono e nitrogênio nos aços formam atmosferas nas deslocamentos, sendo estas atmosferas relacionadas com a ocorrência de limite de escoamento descontínuo (HUTCHINSON, 1984). O efeito do carbono em outras propriedades será também discutido no item 3.8.

3.2.2 – Efeito do fósforo

O principal efeito da adição de fósforo em aço acalmado ao alumínio (AA) é o de aumentar sua resistência mecânica através de endurecimento por solução sólida, sendo este elemento, além de muito eficiente no efeito citado, um dos mais viáveis economicamente quando comparado a outros. A figura 3.3 mostra o efeito do fósforo, em um aço baixo carbono recozido, nos valores de limite de resistência (LR) e do valor R_m .



Legenda: 5Ti: 0,0042%C; 0,048%Ti / 10Ti: 0,0046%C; 0,102%Ti. 500°C e 700°C referentes à temperatura de bobinamento.

Figura 3.3 – Efeito do P nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono, recozido (CHEN, 1995)

O fósforo, além do efeito de endurecimento por solução sólida, segrega nos contornos de grão, causando um endurecimento adicional por refinamento de grão (CHEN, 1995).

3.2.3 – Efeito do manganês

O efeito endurecedor de vários solutos em um aço baixo carbono ferrítico é mostrado na figura 3.4. Essa figura apresenta o incremento no limite de escoamento (LE) desse aço com a adição (% em peso) de alguns elementos formadores de solução sólida com o ferro, inclusive o manganês.

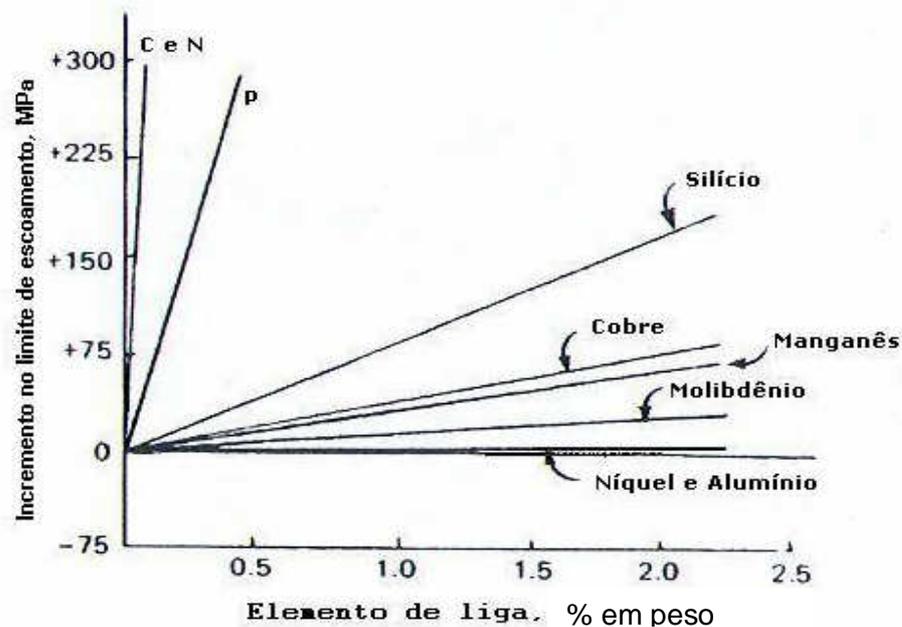


Figura 3.4 – Efeito de adição de elementos como solutos no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico (PICKERING, 1978)

A introdução de átomos em solução sólida irá distorcer a rede cristalina do ferro resultando no aumento de resistência mecânica no aço. A intensidade desse efeito está associada às distorções elásticas na rede do solvente oriundas principalmente da diferença de tamanho entre raios atômicos do soluto e do solvente. Esse aumento de resistência observado no aço ocorre porque as distorções provocadas pelos átomos de soluto representam obstáculos ao movimento das deslocações (PICKERING, 1978).

A figura 3.5 mostra o efeito do manganês no limite de escoamento de aços refosforados microligados ao nióbio.

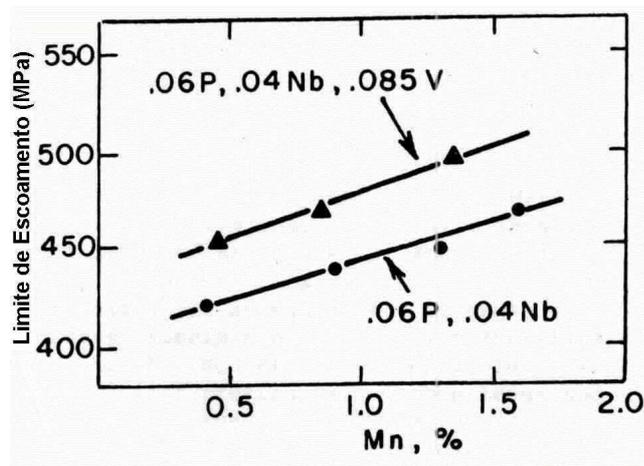


Figura 3.5 – Efeito da adição de Mn sobre o limite de escoamento em aço microligado ao Nb e ao Nb-V laminado a frio e recozido (PRADHAN, 1984)

3.3 – Processamento na laminação de tiras a quente

3.3.1 – Efeito da temperatura de bobinamento

A temperatura de bobinamento influencia de forma significativa as propriedades dos aços destinados à operações de conformação, especialmente aos que são submetidos ao processo de recozimento contínuo. Temperaturas de bobinamento baixas proporcionam um refino de grão e precipitados mais finos, o que aumenta a resistência mecânica. Por outro lado, prejudicam a formação da componente de textura {111}, o que provoca uma redução no valor R_m . Já temperaturas de bobinamento altas proporcionam um baixo limite de escoamento e um coeficiente de anisotropia relativamente alto, favorecendo o processo de estampagem. Credita-se isto ao efeito da temperatura de bobinamento sobre a recristalização. Em altas temperaturas de bobinamento, a formação de carbonetos e nitretos é completa e há formação de precipitados grosseiros. Tais precipitados interferem na recristalização e uma textura {111}, com boas propriedades de conformação, é formada. Em baixas temperaturas de bobinamento, formam-se finos precipitados e não há tempo suficiente para a precipitação se completar. Os finos precipitados formados e aqueles que irão se formar durante o aquecimento dificultam a recristalização e a formação da textura {111} é prejudicada. Deste modo, o valor R_m é menor para baixas temperaturas de bobinamento do que para temperaturas altas (LESLIE, 1982).

3.4 – Processamento na laminação de tiras a frio

3.4.1 – Laminação a frio

É bem estabelecido na literatura que reduções entre 60 e 80% são favoráveis ao aumento da aptidão à estampagem, traduzido pela obtenção de um alto valor R_m . A deformação a frio produz rotações nos cristais de ferro, de modo a produzir uma forte textura de fibra com a direção $\langle 110 \rangle$ paralela à direção de laminação (LESLIE, 1982). De acordo com HUTCHINSON (1984), esta faixa de deformação está compreendida entre 70% para aços com carbono próximo a 0,10%, 85% para aços com 0,02% de carbono e 90% para aços IF, figura 3.2.

Reduções inferiores a 60% não são suficientes para produzir o mesmo efeito que ocorre quando se opera dentro da faixa ótima. Reduções maiores, apesarem de produzirem forte textura de fibra com a direção $\langle 110 \rangle$, causam, em paralelo, o aparecimento de uma componente $\{100\}\langle 100 \rangle$ desfavorável a estampagem (LESLIE, 1982).

3.4.2 – Recozimento: influência da temperatura de encharque

Durante o recozimento contínuo a tira é aquecida muito rapidamente até a temperatura de encharque, na qual permanece por um curto espaço de tempo, próximo a 1 minuto. A taxa de resfriamento também é relativamente alta, fazendo com que o ciclo total dure apenas alguns minutos. Como não existe risco de colagem das tiras e como a taxa de resfriamento é rápida o suficiente para evitar a formação de precipitados muito grosseiros, a máxima temperatura de recozimento pode ser elevada acima da temperatura A1, entrando na região intercrítica onde aparecem simultaneamente as fases ferrítica e austenítica.

Como a temperatura de encharque, em recozimento contínuo, atinge a região intercrítica causando assim uma austenitização parcial, o desenvolvimento da textura envolve vários processos complexos que podem ocorrer simultaneamente ou sucessivamente, que são a recristalização, crescimento de grão e transformação de fase ferrita-austenita.

A textura preferencial para a estampagem torna-se mais acentuada com o aumento da temperatura de recozimento na faixa intercrítica. Isto pode ser confirmado através da figura 3.6, que relaciona várias temperaturas de encharque e os respectivos valores de R_m obtidos (OBARA, 1985).

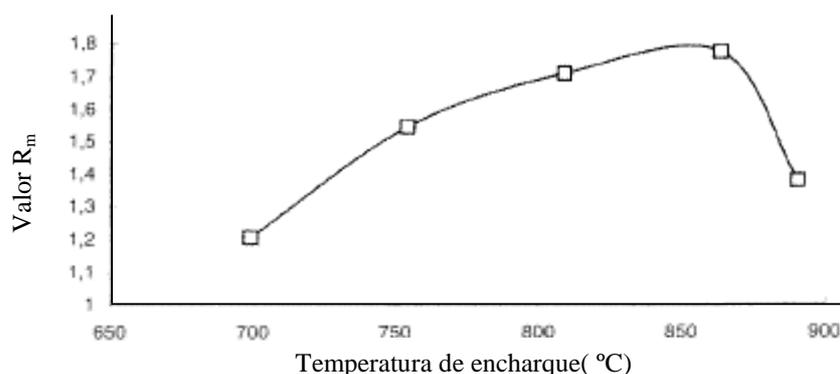


Figura 3.6 – Influência da temperatura de encharque, durante um ciclo de recozimento contínuo, sobre o valor R_m . Composição química do aço estudado: C: 0,035%; Mn: 0,26%; P: 0,014%; S: 0,014%; N: 0,0032%. (OBARA, 1985)

A figura acima apresentou diminuição do valor R_m para temperaturas iguais ou maiores que 875°C, pois quando o encharque é feito acima da temperatura A3, onde ocorre total austenitização do material, a textura preferencial {111} é bastante minimizada. Isto ocorre porque os grãos, após todo o material se encontrar na fase austenítica, passam a não ter uma orientação preferencial durante a transformação de volta a fase ferrítica. Isto ocasiona uma orientação aleatória dos grãos, refletindo em baixos coeficientes de Lankford (OBARA, 1985).

Um outro fator que também deve ser levado em conta é a influência da temperatura de encharque sobre o envelhecimento dos aços acalmados ao alumínio. Os resultados obtidos por BARBOSA (1999), que avaliou a influência desta temperatura sobre o envelhecimento, podem ser vistos na figura 3.7. Esta figura mostra a variação do parâmetro “Bake Hardening” (BH) (diretamente relacionado ao envelhecimento) e do tamanho de grão para três aços com teores de carbono diferentes, em função da temperatura de encharque. Nota-se, de uma maneira geral, que o aumento desta temperatura implica em um crescimento de grão e provoca uma diminuição da

susceptibilidade ao envelhecimento do material, sendo que o tamanho de grão é controlado basicamente na etapa de encharque, enquanto o valor BH é influenciado pela quantidade de carbono dissolvido no produto final, determinado através da precipitação da cementita. No entanto, esta precipitação é função da supersaturação de carbono na ferrita ao final da etapa de resfriamento primário, do tamanho de grão e da quantidade de núcleos de cementita já precipitados, que dependem substancialmente das etapas de encharque e resfriamentos lento e primário. Entretanto, para o aço com o teor de carbono igual a 50 partes por milhão (ppm), não observou queda da susceptibilidade ao envelhecimento com o aumento da temperatura de encharque. A razão para tal fato é que teores de carbono total extremamente pequenos, geram uma quantidade de carbono supersaturado ao final do resfriamento rápido muito pequena.

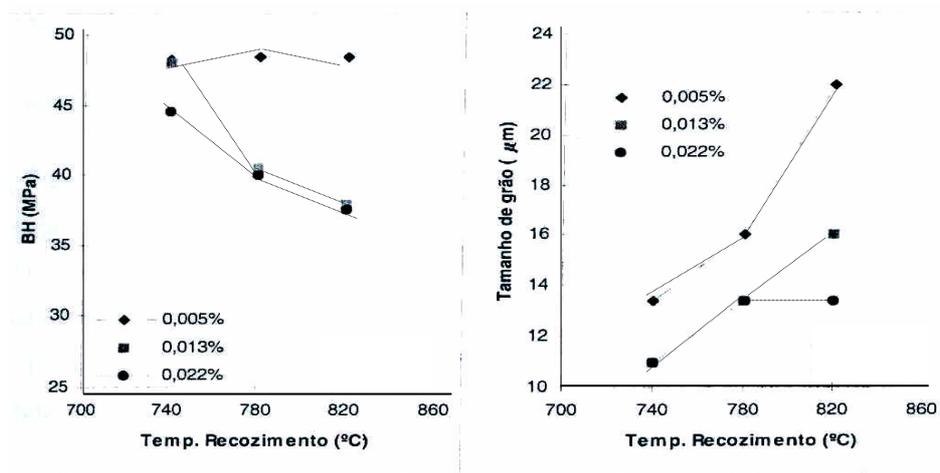


Figura 3.7 – Influência da temperatura de encharque, durante um ciclo de recozimento contínuo, sobre o tamanho de grão e envelhecimento do material (BH) (BARBOSA, 1999)

3.4.3 – Laminação de encruamento

A laminação de encruamento ou passe de encruamento, também conhecida como “skin pass” ou “temper rolling”, é uma das etapas mais importantes na fabricação de aços laminados a frio, uma vez que as propriedades mecânicas e fatores geométricos das chapas laminadas a frio são influenciadas por este processo (PINTO, 1985).

A laminação de encruamento tem quatro finalidades básicas:

- eliminação do escoamento descontínuo;
- transferência de rugosidade dos cilindros de encruamento para a superfície da chapa;
- ajuste ou adequação das propriedades mecânicas;
- correção de forma e defeitos, caso haja necessidade.

A distribuição de deformação para aços baixo carbono comuns é heterogênea após a laminação de encruamento e o nível de deformação é pequeno e concentrado na superfície. Essa distribuição de deformação é influenciada principalmente pelos seguintes fatores (PARGAMONOV, 1987):

- Grau e velocidade de redução;
- Tamanho de grão e projeto metalúrgico (composição química, processamento termomecânico, etc.) do material;
- Condições de atrito, influenciadas pela rugosidade superficial do cilindro, do material e da utilização de lubrificantes.

Se o limite de escoamento contínuo não for eliminado, o material apresentará o defeito conhecido como linhas de Lüders (“Lüders bands” ou “Stretcher strains”), quando for estampado após o recozimento. No ensaio de tração esse fenômeno ocorre na transição do regime elástico para o regime plástico e está associado a uma deformação no patamar de escoamento (YP-EL). Para eliminação desse defeito em aços baixo carbono, após o recozimento, normalmente é utilizado um passe de encruamento com deformação de aproximadamente 0,8 a 1,5% (PINTO, 1985). Nesse caso, o passe de encruamento introduz discordâncias móveis as quais irão movimentar livremente quando da aplicação de um esforço, diferentemente daquelas que se encontram ancoradas. Assim, fica eliminado o aparecimento das linhas de Lüders e favorecido o processamento do aço nas etapas e aplicações subsequentes (PINTO, 1985; PARGAMONOV, 1987; FANG, 2002).

Em função do fenômeno de envelhecimento, após um certo tempo, reaparece o risco da ocorrência do aparecimento das linhas de Lüders no material estampado, sendo

este fenômeno causado pelo excesso de carbono e/ou nitrogênio em solução sólida, onde estes dois elementos formam as atmosferas de Cottrell que ancoram as deslocações, dificultando assim movimento das mesmas (CHEN, 2000). A figura 3.8 mostra esquematicamente a ocorrência deste fenômeno. Maiores detalhes com relação ao envelhecimento serão discutidos no item 3.8.

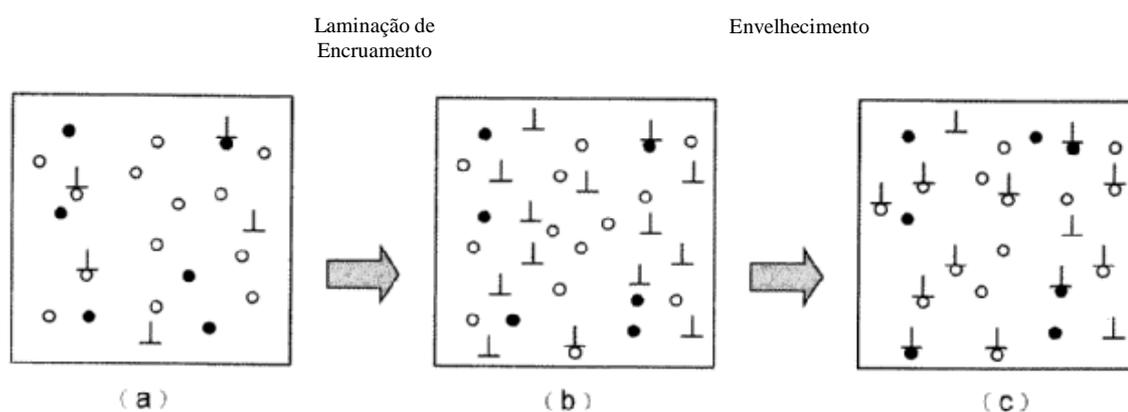


Figura 3.8 – Micromecanismo do envelhecimento: (a) deslocações livres e deslocações associadas à atmosferas de carbono e nitrogênio no aço; (b) após a laminação de encruamento, aumento da densidade de deslocações e desancoramento de deslocações; (c) após envelhecimento, deslocações reancoradas pelas atmosferas de carbono/nitrogênio (CHEN, 2000)

O comportamento do limite de escoamento e da deformação no patamar de escoamento com a variação do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento (SPMR) é caracterizado na figura 3.9 (LAKE, 1985).

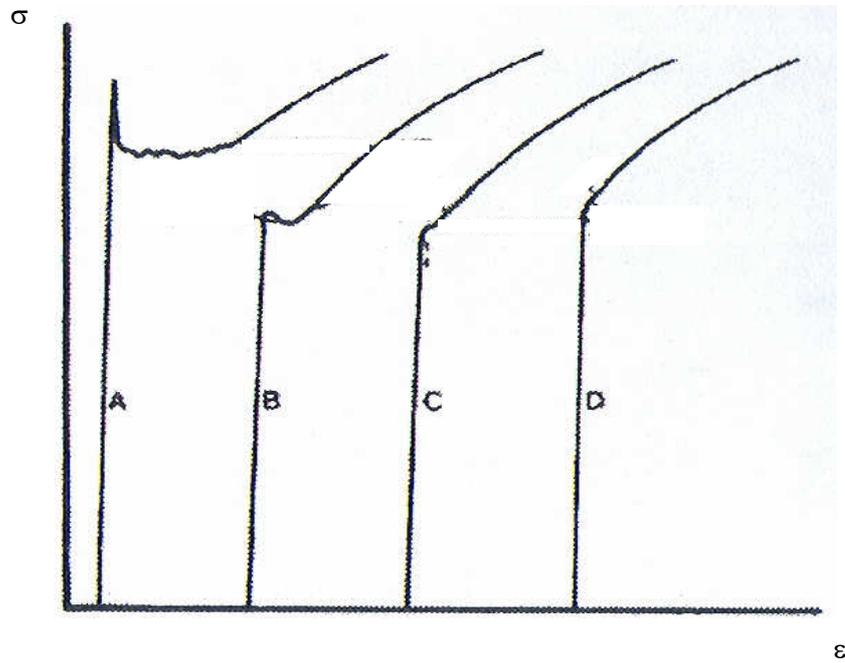


Figura 3.9 – Mudança da deformação no patamar de escoamento e do limite de escoamento com aumento do “SPMR”, onde SPMR (A) < SPMR (B) < SPMR (C) < SPMR (D) (LAKE, 1985)

A figura 3.10 mostra a variação do limite de escoamento e da deformação no patamar de escoamento de um aço capeado com o aumento do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento.

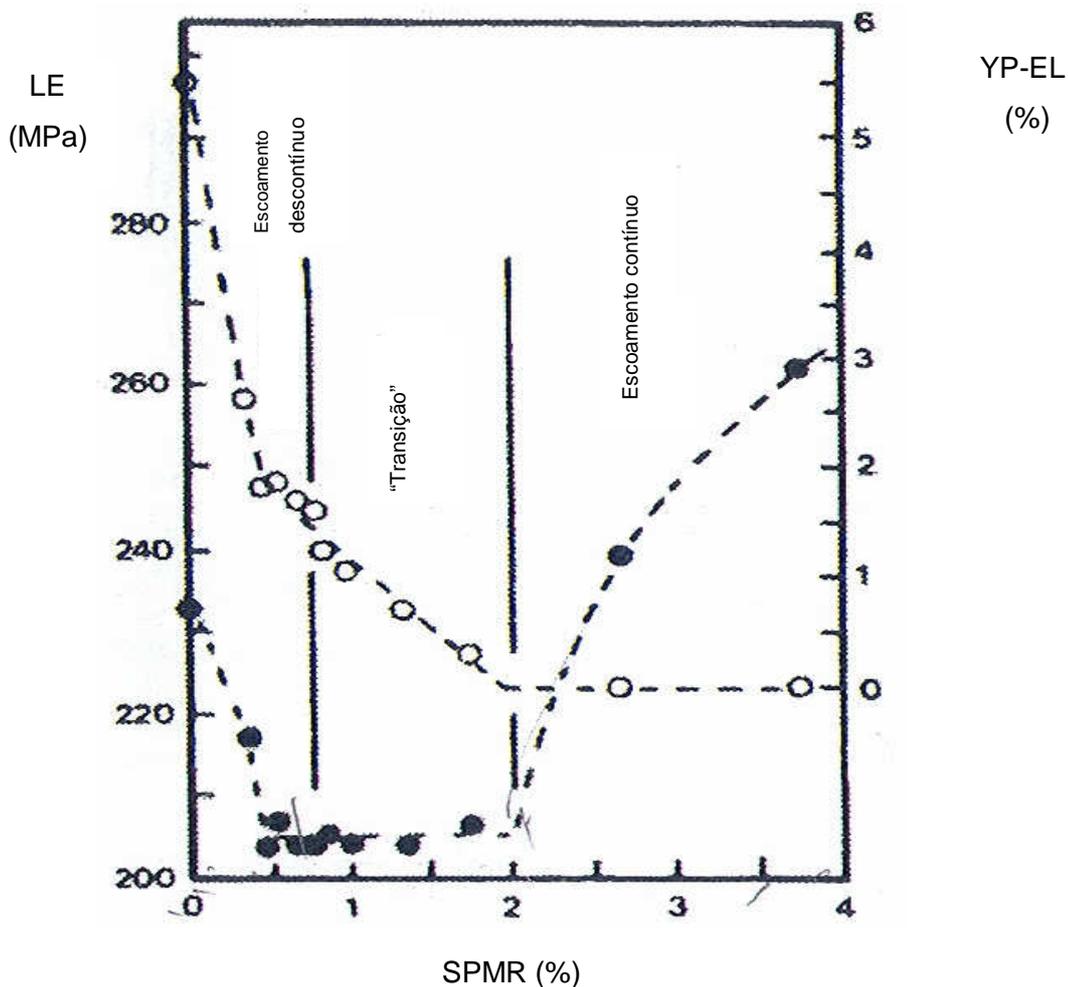


Figura 3.10 – Limite de escoamento (símbolos fechados) e deformação no patamar de escoamento (símbolos abertos) em função do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento. Aço capeado. Composição Química: C: 0,06%; Mn: 0,33%; S: 0,017%; N: 0,002% (LAKE, 1985)

Na montagem da figura 3.10 LAKE (1985) utilizou a seguinte metodologia, considerando a figura 3.9:

- Região da figura 3.10 denominada “Escoamento descontínuo”: Curvas que apresentaram aspecto semelhante às curvas (A) e (B) da figura 3.9 (apresentando limite de escoamento com limite inferior);

- Região da figura definida como “Transição” do escoamento descontínuo para escoamento contínuo: Curvas com aspecto semelhante à curva (C) da figura 3.9, sem a presença de limite de escoamento inferior;
- Região da figura 3.10 definida como “Escoamento contínuo”: curvas semelhantes à curva (D) da figura 3.9.

Na figura 3.10 observa-se, com o aumento do SPMR, que o limite de escoamento decresce até um valor aproximado de 0,5%, fica estável entre 0,5 e 2,0%, aumentando a partir deste grau de deformação. O alongamento (ou deformação) no patamar de escoamento decresce até o grau de deformação igual a 2,0% e, a partir deste ponto, apresenta um valor constante igual a zero (LAKE, 1985). O comportamento do limite de escoamento pode ser entendido considerando a seguinte equação, no caso da região “Escoamento descontínuo” e “Transição”:

$$\dot{\epsilon} = \frac{el.V.2}{S} \quad [3.1]$$

Onde:

$\dot{\epsilon}$ = Taxa de deformação;

el = Deformação das bandas de Lüders;

V = Velocidade de deformação das bandas de Lüders;

S = Espaçamento entre as bandas de Lüders;

A figura 3.11 mostra o comportamento do espaçamento entre as bandas de Lüders com a variação do SPMR (LAKE, 1985).

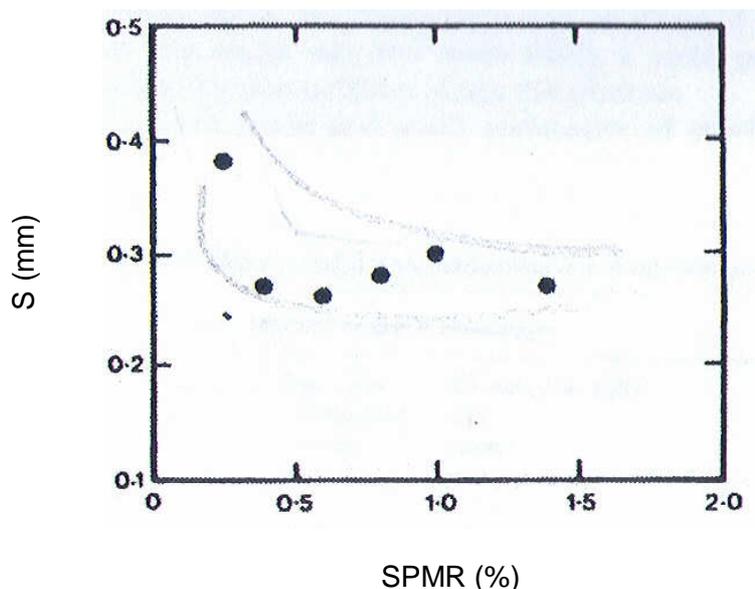


Figura 3.11 – Espaçamento das bandas de Lüders em função do SPMR para um aço capeado. Composição Química: C: 0,06%; Mn: 0,33%; S: 0,017%; N: 0,002% (LAKE, 1985)

Observa-se na figura 3.11 que o valor do espaçamento entre as bandas de Lüders (S) cai até SPMR de 0,5% e, a partir deste ponto, apresenta comportamento constante. As duas regiões consideradas (Escoamento descontínuo e Transição) apresentam a taxa de deformação, caracterizada pela equação 3.1, constante (LAKE, 1985). Com isto, na região com SPMR entre 0,0% e 0,5%, que apresenta queda de S com o aumento de SPMR, para que $\dot{\epsilon}$ seja constante, é necessário uma queda em V e, conseqüentemente, o limite de escoamento também cai. Já na região de SPMR entre 0,5% e 2,0%, o comportamento constante de S , resulta em um comportamento constante de V e por isso LE permanece também constante. (LAKE, 1985).

Outro parâmetro influenciado pelo grau de deformação no laminador de encruamento é o expoente de encruamento (n), parâmetro a ser definido no item 3.7.3. A figura 3.12 mostra o efeito do SPMR no valor n de um aço IF (ALVAREZ, 2004).

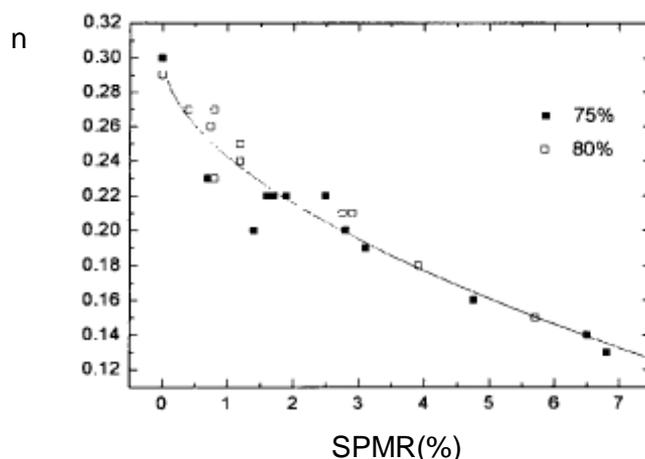


Figura 3.12 – Efeito do SPMR no valor n de um aço IF. Símbolos fechados: 75% de deformação a frio; símbolos abertos: 80% de deformação a frio. Composição Química: C: < 0,0050%; Mn: 0,15%; Al: 0,035%; Ti: 0,065%; N: 0,003% (ALVAREZ, 2004)

Observa-se um decréscimo no valor n com o aumento de SPMR. Para o valor R, não é observado nenhuma correlação significativa (ALVAREZ, 2004).

A transferência de rugosidade para superfície da chapa, pela laminação de encruamento, tem como objetivo produzir uma faixa de rugosidade superficial específica para se obter um acabamento adequado durante o processo de pintura das chapas. Além disso, como influi no atrito, a rugosidade é requerida nos casos em que o cliente precisa de um valor específico para adequar às suas necessidades de processo e produto (FANG, 2002).

Já no ajuste e adequação das propriedades mecânicas do material após o recozimento, o passe de encruamento tem importantes funções, como por exemplo: aços destinados à fabricação de embalagem de produtos alimentícios, especialmente latas, caso em que a rigidez da embalagem é conferida pela deformação adequada no passe de encruamento, e os aços destinados a aplicações elétricas e magnéticas, como lamelas de motores elétricos, em que as perdas magnéticas são minimizadas através da deformação imposta no passe de encruamento. Nesse último caso, o passe

de encruamento deve fornecer energia crítica para o crescimento de grão após o material ser recozido pelo cliente. Isso é conseguido com deformações de 5 a 10% (PINTO, 1985).

Na correção de forma e defeitos na chapa, o passe de encruamento melhora a planicidade do material e diminui ou elimina as imperfeições presentes na superfície da chapa.

3.5 – Processo de galvanização a quente

O processo de galvanização a quente da Usiminas/Unigal acopla vários processos em um único equipamento onde destacam-se: seção de limpeza, fornos de recozimento, pote de zinco e laminador de encruamento, conforme mostrado esquematicamente na figura 3.13.

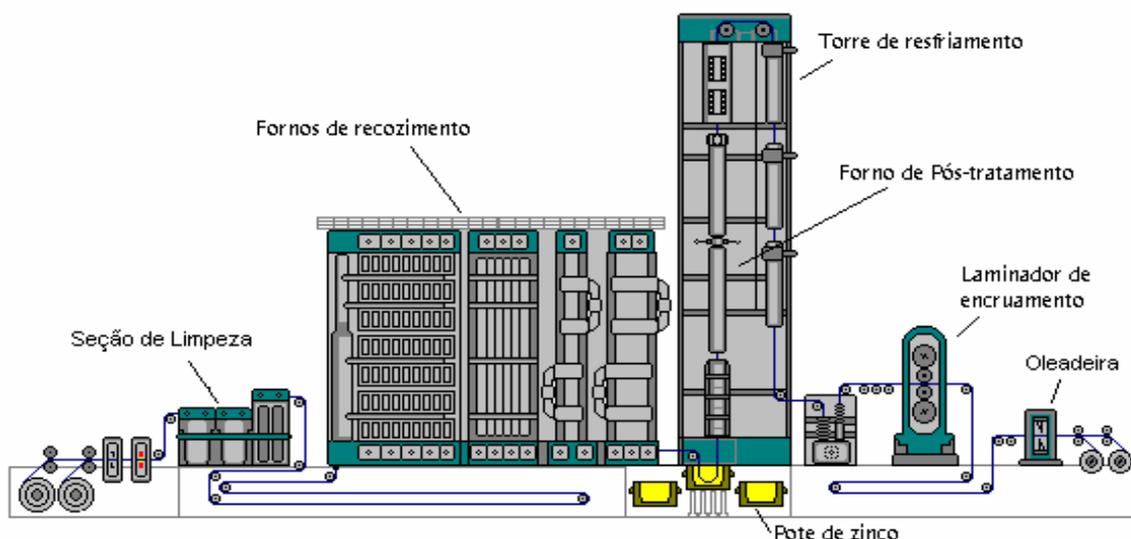


Figura 3.13 – Esquema da linha de galvanização por imersão a quente da Unigal

O processo de revestimento tem como princípio básico a utilização do calor remanescente da chapa de aço pós recozimento como pré aquecimento da chapa antes de imergi-la no pote de zinco fundido, com teor de alumínio entre 0,12% e 0,20% para o revestimento de zinco puro (Galvanized – GI) ou entre 0,06% e 0,12% de alumínio

quando o revestimento desejado for liga zinco – ferro (Galvannealed – GA).

Após alguns segundos de imersão, a tira recoberta passa por jatos de ar ou nitrogênio a alta pressão para remover o excesso de zinco e controlar a espessura da camada depositada na superfície da tira. Em seguida, se o revestimento desejado for GI, o material é resfriado em uma torre com ar e névoa de água, até atingir a temperatura de aproximadamente 320°C, permitindo a solidificação completa da camada de revestimento. Quando o revestimento desejado for GA, após o ajuste da espessura da camada, a tira recoberta entra em um forno vertical de aquecimento por indução e posteriormente em um forno de aquecimento elétrico com temperaturas entre 470°C a 570°C, para conversão do revestimento do zinco puro em uma liga zinco – ferro contendo entre 7% e 16% de ferro, sendo posteriormente resfriada da mesma forma descrita para o revestimento GI. Depois os materiais passam pelo laminador de encruamento.

3.5.1 – Fases presentes no recobrimento com zinco

Conforme já mencionado anteriormente, o revestimento de zinco é composto por zinco puro em materiais GI e por uma liga zinco – ferro no material GA.

Na produção de material GI, o teor de alumínio no banho de zinco é controlado para inibir a nucleação e crescimento imediato das fases intermetálicas Zn-Fe, já que o alumínio é mais reativo com o ferro, quando comparado ao zinco. Neste caso, a camada de Fe-Al deverá ser espessa o suficiente para que, durante o tempo de imersão da tira no banho de zinco fundido, não haja interdifusão de Fe e Zn nos níveis necessários para formar fases intermetálicas.

No revestimento GA, a interdifusão de Fe e Zn é obtida durante tratamento térmico, após o pote de zinco, formando quatro diferentes fases: fase zeta (ζ) contendo de 5% a 6% de ferro, fase delta 1 (δ_1) com 7% a 12% de ferro, fase gama 1 (Γ_1) com 17% a 19% de ferro e fase gama (Γ) com 23% a 28% de ferro (GUTTMAN, 1994). O tipo de fase presente e sua distribuição no revestimento é função das condições empregadas no processo de galvanização. Observa-se no diagrama Fe-Zn, apresentado na figura 3.14, que a fase zeta (ζ) é instável acima de 530°C e a fase gama 1 (Γ_1) é estável abaixo de

550°C. Para concentrações da ordem de 12% de ferro, as fases delta 1 (δ_1) e gama 1 (Γ_1) predominam para um grande domínio de temperatura. As propriedades das fases intermetálicas do sistema Fe-Zn estão apresentadas na tabela III.1.

De um modo geral, as fases presentes em um revestimento obtido por galvanização a quente se apresentam de forma estratificada, de acordo com o enriquecimento de ferro na camada de zinco puro. A figura 3.15 apresenta a microestrutura de uma seção transversal atacada de uma chapa de aço galvanizado em condições normais, com temperatura de zinco fundido na faixa de 440-480°C. As fases Γ e Γ_1 , que contém maior teor de ferro, formam-se na interface com o substrato. A seguir é formada uma fase de camada mais espessa de fase δ_1 e outra de fase ζ e, finalmente, uma camada de fase eta (η), de zinco puro.

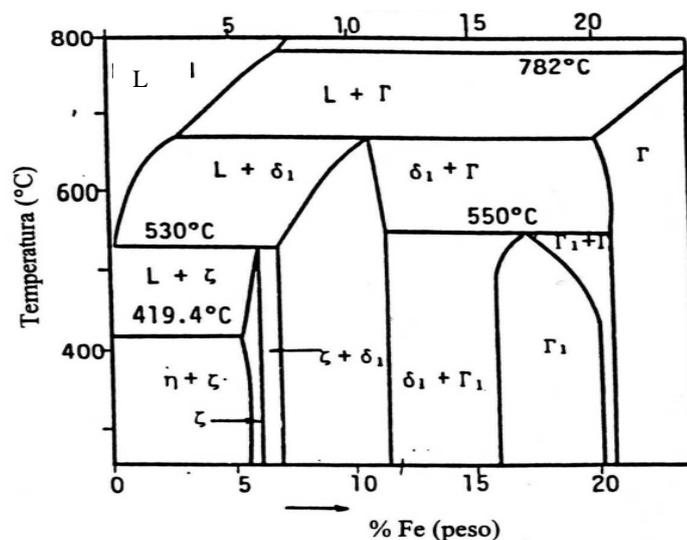


Figura 3.14 – Detalhe do diagrama Fe-Zn, para região acima de 70% de zinco (NAKAMORI, 1988)

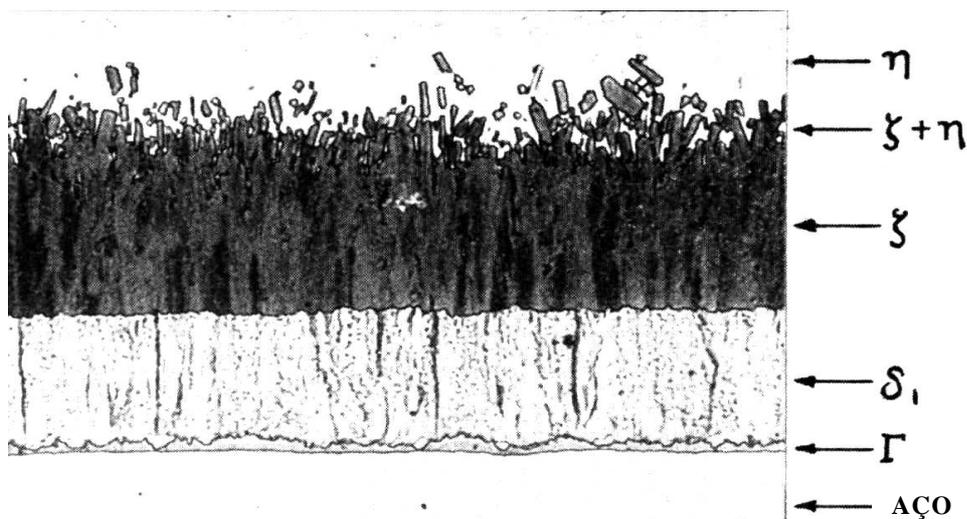


Figura 3.15 – Seção transversal atacada de um aço galvanizado por imersão a quente, com tempo de imersão de um minuto em banho de zinco fundido a 450°C (ROWLAND, 1948)

Tabela III.1 - Características e propriedades das fases intermetálicas dos sistema Fe-Zn (KATO, 1993)

Fase	Sistema Cristalino	% Ferro (peso)	Fórmula Química	ΔH (KJ.mol ⁻¹)	ΔG 450°C (KJ.mol ⁻¹)	Densidade (g/cm ³)	Dureza (HV)
η	Hexagonal	< 0,03	Zn	*	*	*	37
ζ	Monoclínico	5 – 6	FeZn ₁₃	-11,7	-2,8	7,010	270
δ_1	Hexagonal	7 – 12	FeZn ₇	-11,5	-3,5	6,865	450-470
Γ_1	CFC	17 – 19	FeZn ₄	-11,7	-4,1	*	500-550
Γ	CCC	23 – 28	Fe ₁₁ Zn ₄₀	-10,9	-4,2	7,301	450

3.6 – Testes relativos às propriedades relacionadas à estampagem

As propriedades mais usuais para avaliação da estampagem de um material são obtidas através do ensaio de tração, onde um corpo de prova é submetido a um esforço de tração uniaxial.

A máquina de ensaio aplica a força (P) que é medida através de uma célula de carga em função da variação de comprimento do corpo de prova (ΔL). Em lugar da força e

do alongamento, freqüentemente utilizam-se as tensões e deformações convencionais (S , e , respectivamente) ou tensões e deformações verdadeiras (σ , ε):

$$\text{- Tensão Convencional: } S = P/A_0 \quad [3.2]$$

$$\text{- Deformação Convencional: } e = \Delta L/L_0 = (L_i - L_0)/L_0 \quad [3.3]$$

$$\text{- Tensão Verdadeira: } \sigma = S(1+e) \quad [3.4]$$

$$\text{- Deformação Verdadeira: } \varepsilon = \ln L_i/L_0 = \ln (1+e) \quad [3.5]$$

Onde:

A_0 = área da seção transversal inicial do corpo de prova;

L_0 = comprimento inicial de corpo de prova;

L_i = comprimento do corpo de prova em um instante "i";

L_f = comprimento do corpo de prova após fratura.

A Figura 3.16 apresenta curvas típicas convencional (1) e verdadeira (2) obtidas a partir do ensaio de tração de aços baixo carbono, laminados a frio e destinados a operações de estampagem.

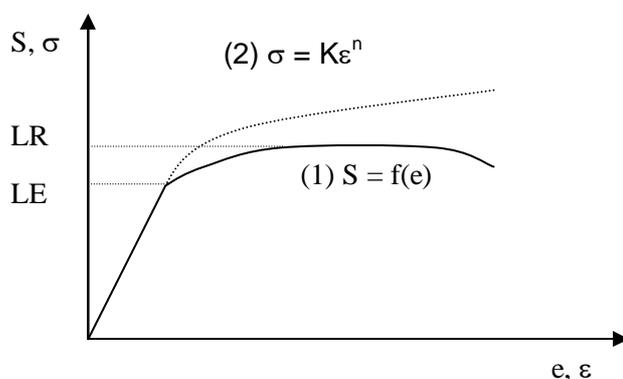


Figura 3.16 – Curvas típicas de tração de aços baixo carbono

A curva representada por uma linha cheia (1) na figura 3.16 é denominada curva tensão x deformação convencional ou de engenharia, enquanto a curva representada pela linha tracejada (2) é denominada tensão x deformação verdadeira.

As propriedades determinadas nesse ensaio são:

$$\cdot \text{ Limite de escoamento: } LE = P_a / A_0 \quad [3.6]$$

Onde P_a é a carga para 0,2% de deformação plástica (válido para escoamento contínuo), e A_0 a área inicial do corpo de prova

$$\cdot \text{ Limite de resistência: } LR = P_b / A_0 \quad [3.7]$$

Onde P_b é a carga máxima do ensaio.

$$\cdot \text{ Alongamento: } AL = (\Delta L/L_0) \times 100 = ((L_f - L_0)/L_0) \times 100 \quad [3.8]$$

Equações para as curvas do tipo 2 da figura 3.16, que relacionam σ e ϵ , tem sido largamente utilizadas, mas na verdade tratam-se somente de aproximações empíricas. A equação de Hollomon abaixo é considerada satisfatória para aços baixo carbono e é freqüentemente adotada:

$$\sigma = K\epsilon^n \quad [3.9]$$

onde **K** é o coeficiente de resistência e **n** é o expoente de encruamento.

Outra grandeza importante é o coeficiente de anisotropia normal ou coeficiente de Lankford (R). Esta grandeza avalia o grau de anisotropia (textura) das tiras quando deformadas plasticamente. O coeficiente de Lankford (R) é a razão entre a deformação verdadeira na largura (ϵ_w) e a deformação verdadeira na espessura (ϵ_t) de um corpo de prova de tração, após deformação fixa no intervalo de 15% a 20%, como mostrado na figura 3.17.

$$R = (\epsilon_w / \epsilon_t) = (\ln[w_0/w_f] / \ln[t_0/t_f]) \quad [3.10]$$

Onde:

- w_0 = largura inicial do corpo de prova;
- w_f = largura final do corpo de prova;
- t_0 = espessura inicial do corpo de prova;
- t_f = espessura final do corpo de prova.

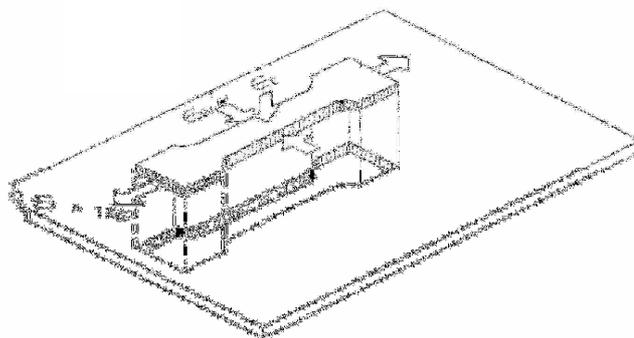


Figura 3.17 – Medição de anisotropia normal através do valor R de Lankford

Devido à anisotropia da chapa, diferentes valores de R são encontrados quando medidos em várias direções no plano da chapa. Portanto, um valor médio para R é definido como:

$$R_m = \frac{1}{4} (R_0 + 2R_{45} + R_{90}) \quad [3.11]$$

Onde R_0 , R_{45} e R_{90} são valores de R medidos a 0° , 45° , e 90° em relação à direção de laminação, respectivamente, conforme esquematizado na figura 3.18.

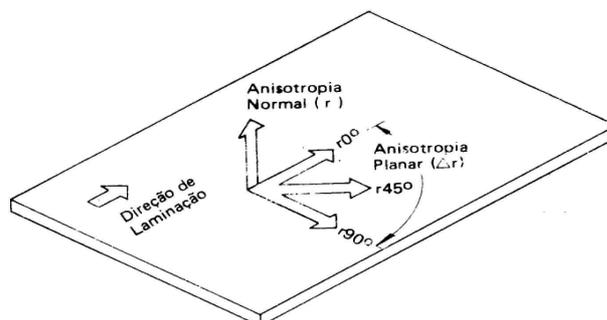


Figura 3.18 – Método de amostragem para obtenção de R_m e ΔR

Além de R_m , é comum avaliar a variação deste parâmetro no plano da chapa, calculando-se o coeficiente de anisotropia planar (ΔR) dado por:

$$\Delta R = \frac{1}{2} (R_0 - 2R_{45} + R_{90}) \quad [3.12]$$

A interpretação desta grandeza é correlacionada com a maior ou menor formação de “orelhas” quando do processo de estampagem, conforme observado na figura 3.19. Quanto mais próximo de zero for ΔR , menor tendência à formação de orelhas, o que é melhor para o processo de estampagem (RABELO, 1999).

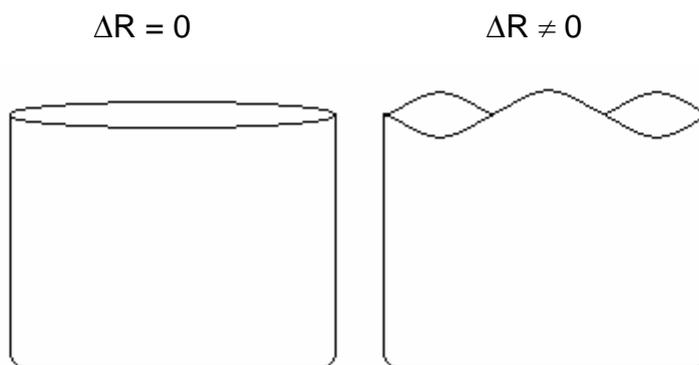


Figura 3.19 - Aspectos do orelhamento em função de ΔR

3.7 – Interpretação dos resultados dos testes

3.7.1 – Limite de escoamento

O limite de escoamento, cujo valor é obtido através do ensaio de tração convencional, é muito utilizado para prever o sucesso (ou não) de uma operação de estampagem, sendo que, normalmente para aços destinados a este tipo de processo, especifica-se um valor máximo e mínimo de limite de escoamento de acordo com a estampabilidade requerida e com o tipo de aplicação que este material vai ter.

A combinação da existência de YP-EL e de uma deformação na peça que esteja situada na região de deformação em que ocorre o patamar definido (~2%) resultará em um defeito chamado de linhas de distensão (ou linhas de Lüders, ou ainda superfície quebrada). Em função deste defeito, todo um esforço é desenvolvido durante a fabricação do material para que não ocorra o escoamento descontínuo e que o mesmo não retorne (fenômeno de envelhecimento) por um prazo de 6 meses, estando o material estocado à temperatura ambiente. É, portanto, definido como resistente ao envelhecimento, conforme norma brasileira NBR5915, o aço que não apresenta YP-EL em um ensaio de tração após permanecer seis meses à temperatura ambiente após o processamento .

O limite de escoamento também se relaciona a aspectos relativos ao retorno elástico e falta de rigidez. No tocante ao retorno elástico é consenso que o decréscimo do limite de escoamento diminui o retorno elástico da peça conformada. Assim sendo, fatores que aumentam o LE agravam o retorno elástico (por exemplo: tamanho de grão menor, maior redução no passe de encruamento, ocorrência de envelhecimento, etc.). Por outro lado, valores baixos de LE acarretam baixa rigidez. Peças como portas e capôs, em suas regiões centrais, sofrem baixas deformações (< 2%), o que representa acréscimos pequenos na resistência causadas por deformação, o que implica em estarem mais susceptíveis a deflexões e indentações decorrentes de pequenos choques entre portas de veículos em estacionamentos, colisão de pedras em auto-estradas ou manuseio inadequado. Deve-se portanto buscar uma solução de compromisso entre ambas as situações.

Em função da facilidade de sua determinação, o limite de escoamento é muito utilizado para caracterização de materiais destinados à conformação nas prensas, estando relacionado nas normas técnicas específicas para este tipo de operação.

3.7.2 – Coeficiente de anisotropia (R_m e ΔR)

Um valor de $R > 1$ significa que o material se deforma mais facilmente no plano da chapa e menos na direção da espessura, o que é benéfico para operações onde o modo predominante seja a estampagem profunda. Este raciocínio é válido para R em qualquer direção em relação à direção de laminação e conseqüentemente vale para R_m . Assim, quanto maior for o valor de R_m , melhor será a estampabilidade.

O mesmo não se aplica para anisotropia planar (ΔR). A interpretação desta grandeza é correlacionada com a maior ou menor tendência à formação de “orelhas” quando do processo de estampagem, conforme discutido no item 3.6.

3.7.3 – Expoente de encruamento (n)

O estiramento é um modo de deformação no qual a chapa fica submetida a um esforço biaxial de tração, usualmente no “nariz” do punção, o que determina uma redução na espessura do material. Porém, esta redução é limitada pela deformação uniforme. A peça estampada é satisfatória no caso em que a mesma não tenha alcançado o ponto de estricção.

Uma vez que n está associado à deformação relativa ao ponto de carga máxima, ou seja, à deformação verdadeira uniforme, à medida que o valor de n aumenta o material pode deformar-se mais, sem alcançar a estricção.

O expoente n pode ser visto também como fator de distribuição de deformações, pois se o material tem alta capacidade de encruamento (n elevado), a região mais deformada será mais resistente, o que promoverá a deformação em regiões vizinhas que tenham se deformado menos que a primeira, promovendo assim uma distribuição das deformações ao longo da peça. Se a tensão verdadeira varia com a deformação verdadeira de acordo com a equação 3.9 ($\sigma = K\varepsilon^n$), pode-se mostrar, usando o critério

de Considère, que a deformação uniforme, ϵ_u , é numericamente igual a n (DIETER, 1986).

3.8 – Efeitos de envelhecimento

Quando aços ferríticos de baixo carbono recozidos são submetidos à tração, originam uma curva tensão-deformação que apresenta escoamento descontínuo (REED-HILL, 1982), como visto na figura 3.20.

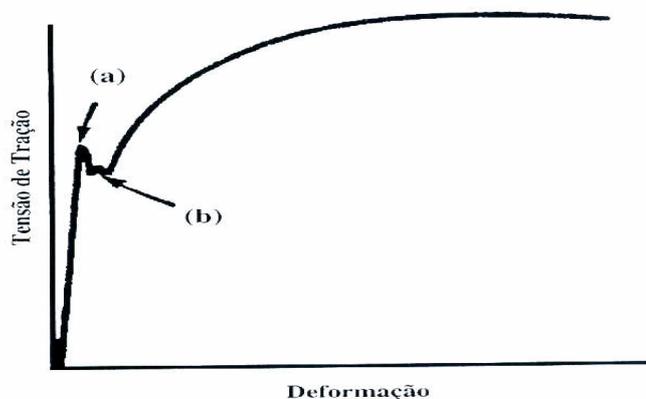


Figura 3.20 – Curva tensão-deformação sob tração para um metal que apresenta escoamento descontínuo (REED-HILL, 1982)

Nessa curva, a tensão eleva-se com uma deformação elástica até o ponto (a), que é o limite de escoamento superior. Nesse ponto o material começa a escoar plasticamente com uma queda simultânea da tensão de deformação plástica necessária para a continuação da deformação. Essa nova tensão de escoamento, ponto (b), é chamada de limite inferior de escoamento correspondendo a uma apreciável deformação plástica, sob uma tensão quase constante. A seguir o material começa a encruar, ocorrendo um aumento da tensão necessária para uma deformação adicional.

A existência de YP-EL é de considerável importância nas operações de estampagem, porque uma vez iniciada a deformação plástica em uma determinada área, esta se estende, a seguir, para o material adjacente à região deformada, em decorrência da concentração de tensões no limite entre as áreas deformadas e não deformadas. Em

geral, a deformação se inicia em locais onde há concentração de tensões, com bandas discretas de material deformado, chamadas bandas de Lüders ou linhas de distensão.

Pode-se ver na figura 3.21 os raios de concordância em um corpo de prova de tração comum. Estes raios são concentradores de tensões onde são formadas as bandas de Lüders. As frentes dessas bandas formam um ângulo de aproximadamente 50° com o eixo de tração do corpo-de-prova.

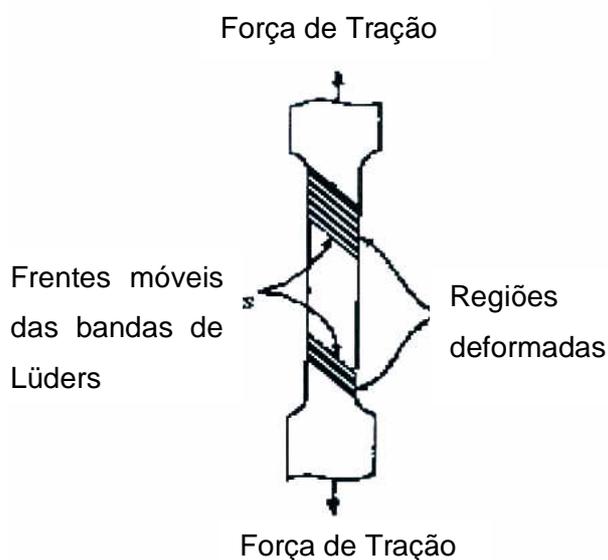


Figura 3.21 – Bandas de Lüders em um corpo de prova submetido a tração (REED-HILL, 1982)

O uso dos aços com escoamento descontínuo pode produzir, durante operações de conformação ou dobramento, superfícies irregulares resultantes de uma propagação irregular das bandas, deixando estrias sobre a superfície (linhas de distensão) que comprometem seu aspecto estético.

Uma das maneiras de se eliminar o limite de escoamento contínuo, e assim as linhas de distensão, consiste em processar o aço recozido em um laminador de encruamento onde é dado um passe de aproximadamente 1% a 2% de redução de espessura. Este processo é chamado de laminação de encruamento e produz nas chapas um grande número de banda de Lüders. Então, quando o metal sofre estampagem, essas

pequenas bandas se propagam, mas devido a seus reduzidos tamanhos e grande proximidade, as irregularidades resultante na superfície são imperceptíveis.

Deve-se ressaltar que se o material encruado permanecer estocado por um determinado período de tempo, à temperatura ambiente, haverá o retorno do YP-EL que é característica do fenômeno de envelhecimento por deformação. Ocorrendo o fenômeno, são observados os efeitos relatados por COTTRELL e BILBY (1949):

- Aumento da dureza;
- Reaparecimento do YP-EL na curva tensão-deformação;
- Aumento da temperatura de transição dútil-frágil;
- Aumento na resistência à fadiga;
- Decréscimo no alongamento até a ruptura.

A figura 3.22 mostra curvas tensão-deformação, em um ensaio de tração, que permite a melhor caracterização do fenômeno de envelhecimento.

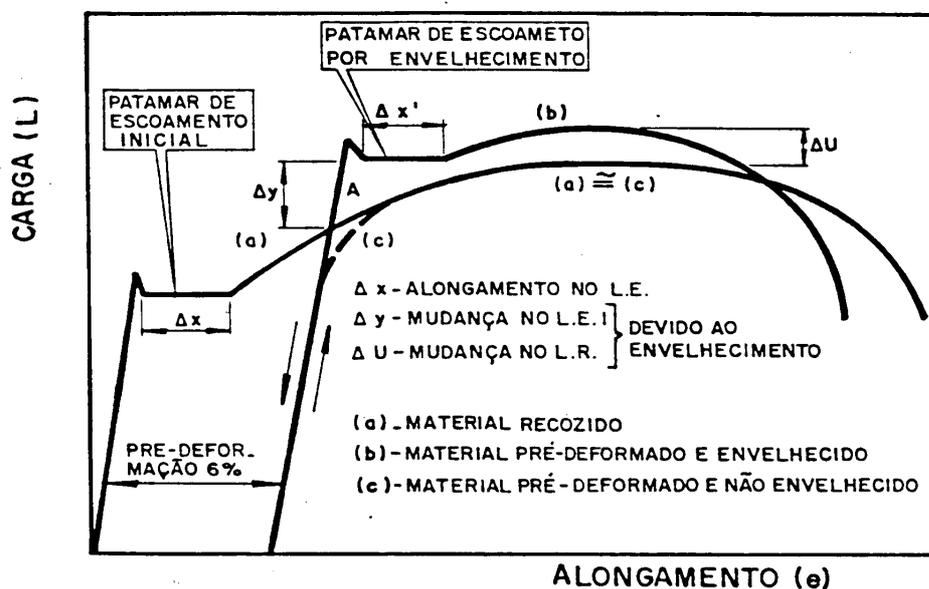


Figura 3.22 – Curva tensão-deformação de um aço baixo carbono recozido e ensaiado até o ponto A, descarregado e reensaiado. A curva (c) = (a), a partir do ponto A representa o material ensaiado imediatamente enquanto a curva (b) representa o material envelhecido (PEREIRA, 1986)

A curva (a) mostra um aço baixo carbono recozido apresentando YP-EL. A curva (c), correspondente ao material imediatamente reensaiado, segue o mesmo caminho da curva (a). O envelhecimento por deformação pode ser visto na curva (b) onde, dentre outros efeitos, ocorre o reaparecimento do escoamento descontínuo.

O modelo que melhor explica o envelhecimento é o de COTTRELL e BILBY (1949). Nesse, foi mostrado que o retorno do escoamento descontínuo, após a pré-deformação, é devido à formação de atmosferas de soluto nos campos de tensões das deslocamentos produzidas por deformação. Estas atmosferas dificultam a movimentação das deslocamentos, originando assim o reaparecimento do YP-EL e os demais efeitos mostrados na figura 3.22.

Carbono e nitrogênio, em solução sólida, são capazes de formar estas atmosferas de solutos nos aços, devido a sua alta difusividade na ferrita. Nos aços acalmados ao alumínio, o nitrogênio é retirado de solução através da precipitação de AlN ou, em alguns casos de material processado via recozimento contínuo, de BN, sendo que o mesmo não acontece com o carbono. A figura 3.23 mostra que quantidades de carbono em solução sólida extremamente pequenas, da ordem de 5ppm, são suficientes para promover o aparecimento das linhas de distensão (HAYASHIDA, 1994).

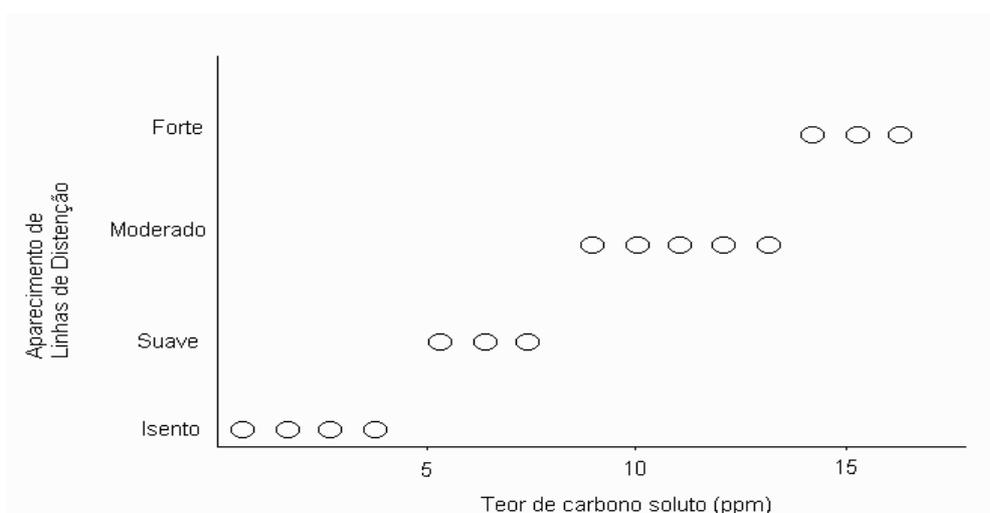


Figura 3.23 – Efeito da quantidade de carbono em solução sólida sobre o aparecimento de linhas de distensão (HAYASHIDA, 1994)

Aços acalmados ao alumínio, quando processados em recozimento contínuo, apresentam baixa resistência ao envelhecimento porque grande quantidade de carbono é retida em solução sólida depois do processamento, que por ser feito em curtos períodos de tempo, não favorece a total precipitação dos carbonetos. A figura 3.24 ilustra esta afirmação, através de uma representação esquemática de um diagrama Fe-Fe₃C juntamente com os tamanhos resultantes das partículas de cementita durante o resfriamento lento, característico do recozimento em caixa, e resfriamento rápido, característico do recozimento contínuo. Nesta figura, um aço com 0,04%C é resfriado lentamente a partir da temperatura intercrítica até 700°C. Calcula-se que, nesta temperatura, aproximadamente metade do carbono esteja precipitado como cementita e o restante esteja em solução sólida (OKAMOTO, 1985).

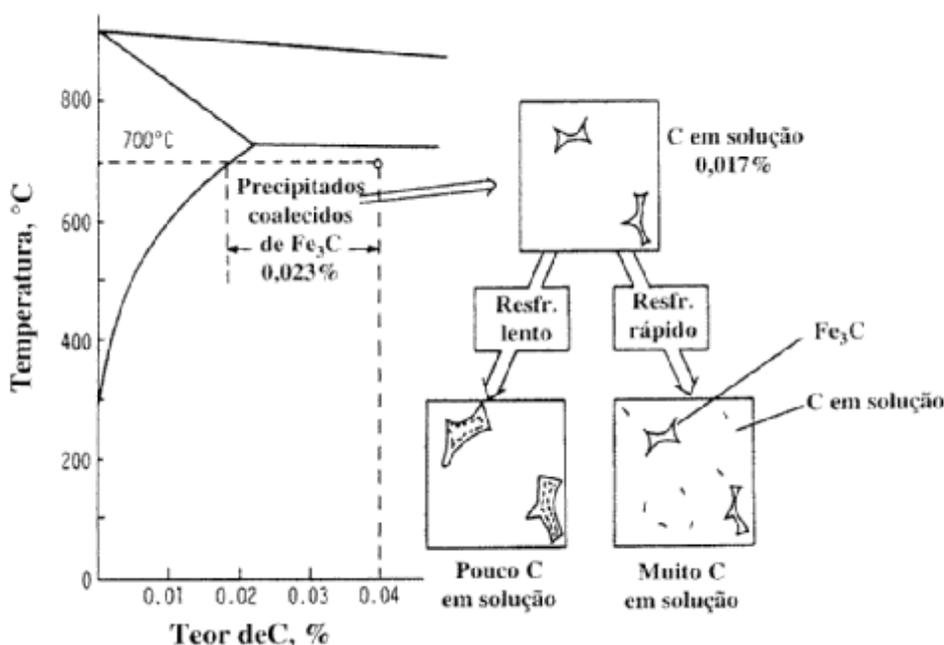


Figura 3.24 – Ilustração esquemática de um diagrama Fe-Fe₃C e as mudanças nos tamanhos das partículas de cementita após os resfriamentos rápido e lento, na região ferrítica (OKAMOTO, 1985)

As figuras 3.25 e 3.26 mostram, respectivamente, a variação da deformação no patamar de escoamento e da variação da tensão para deformar o material com o grau

de deformação aplicado em um laminador a frio. Os valores destas variações correspondem à diferença entre os resultados obtidos após três meses da produção do material e os valores determinados logo após a fabricação do aço (HUNDY, 1956).

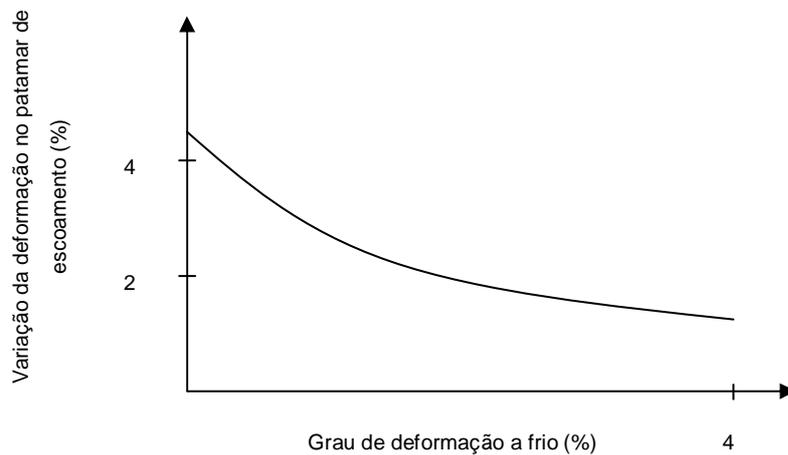


Figura 3.25 – Efeito do grau de deformação na laminação a frio na variação da deformação no patamar de escoamento após três meses. Adaptado de HUNDY, 1956

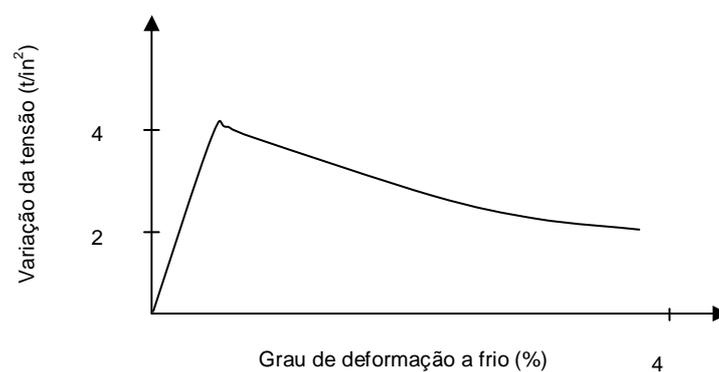


Figura 3.26 – Efeito do grau de deformação na laminação a frio na variação da tensão após três meses. Adaptado de HUNDY, 1956

Estas figuras (figuras 3.25 e 3.26) mostram o comportamento do envelhecimento do material, à temperatura ambiente, em função da deformação aplicada (HUNDY, 1956).

Este comportamento pode ser entendido através da variação da densidade de deslocações com a deformação. Em um metal recozido, com baixa densidade de deslocações, o aumento da densidade de deslocações é da ordem de 10.000 vezes para uma deformação de 1% e o aumento é de 2 vezes para um acréscimo adicional de 1% (totalizando 2% de deformação total), de acordo com GILMAN (1962). O aumento acentuado da densidade de deslocações para pequenas deformações acarreta na elevação do limite de escoamento devido ao efeito de encruamento. Por outro lado, o aumento na densidade das deslocações tem por efeito o decréscimo no limite de escoamento, sobre o ponto de vista de envelhecimento, porque, como a quantidade de intersticiais para ancorar as deslocações permanece constante, o ancoramento será menos intenso quanto maior for a pré deformação. Estes dois efeitos contrários acarretam em um acréscimo inicial no aumento do limite de escoamento para pequenas deformações e em um decréscimo para valores maiores da pré deformação (GILMAN, 1962). Assim a curva de acréscimo no LE versus Grau de deformação na laminação a frio (figura 3.26) passa por um máximo e depois decresce.

As figuras 3.27 e 3.28 apresentam a variação do valor “Bake Hardening” , parâmetro relativo ao envelhecimento, em função da pré-deformação. A figura 3.27 é referente a aços alta resistência baixa liga da classe de 500MPa de limite de resistência (HSLA-500), aços Dual Phase da classe de 600MPa de limite de resistência (DP-600) e de aços TRIP da classe de 800MPa de limite de resistência (TRIP-800) (HANCE, 2003). A figura 3.28 é referente a dois aços “Bake Hardening” (BH) convencionais (JEONG, 1998).

A figura 3.27 mostra que o valor “Bake Hardening” atinge um máximo entre 0 e 1% para todos os aços analisados, com exceção do aço TRIP-800, para o qual este máximo ocorre a 2%. A figura 3.28 indica que, também no caso dos aços BH convencionais, o valor de “Bake Hardening” aumenta com a pré deformação para pequenos valores deste parâmetro, passa por um máximo em um determinado valor a partir do qual passa a diminuir com o aumento da pré deformação.

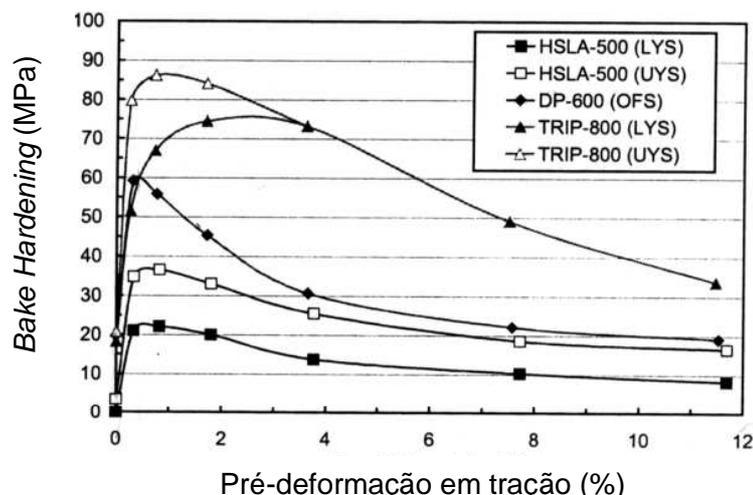


Figura 3.27 – “Bake Hardening” em função da pré-deformação para aços HSLA-500, DP-600 e TRIP-800. Os símbolos cheios para os aços HSLA-500 e TRIP-800 se referem ao limite de escoamento inferior e os símbolos abertos se referem ao limite de escoamento superior (HANCE, 2003)

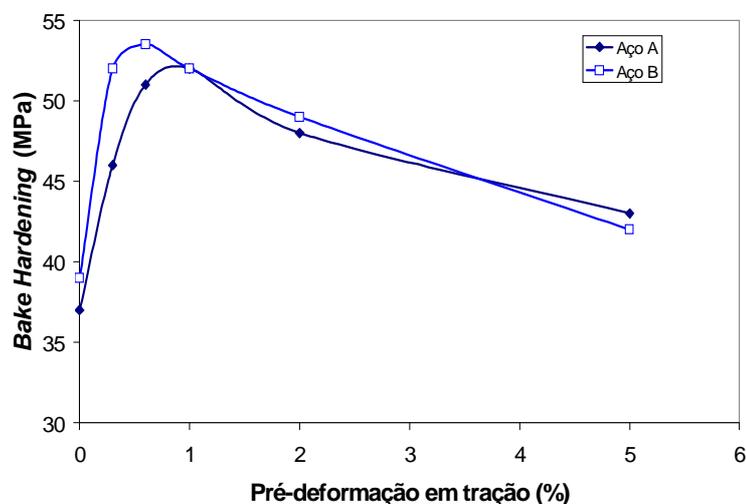


Figura 3.28 – Efeito da pré-deformação no valor “Bake Hardening”. Composição química: Aço A: 0,0020% C, 0,25% Mn, 0,066% P, 0,010% S, 0,04% Al, 0,0014% N e 0,019% Ti. Aço B: 0,0031% C, 0,20% Mn, 0,063% P, 0,009% S, 0,03% Al, 0,0025% N e 0,013% Ti (JEONG, 1998)

3.8.1 – Índice de envelhecimento – “Aging index”

Um parâmetro utilizado para avaliar a susceptibilidade de um aço ao envelhecimento, após ser recozido e encruado, é o índice de envelhecimento (“Aging index” – AI).

O método para se determinar o AI consiste na medição da diferença entre a tensão após pré-deformação de 8% em tração e o limite de escoamento após envelhecimento do material, quando submetido a um tratamento térmico de 100°C por 1 hora (CHEN, 2000). A figura 3.29 ilustra a determinação do AI.

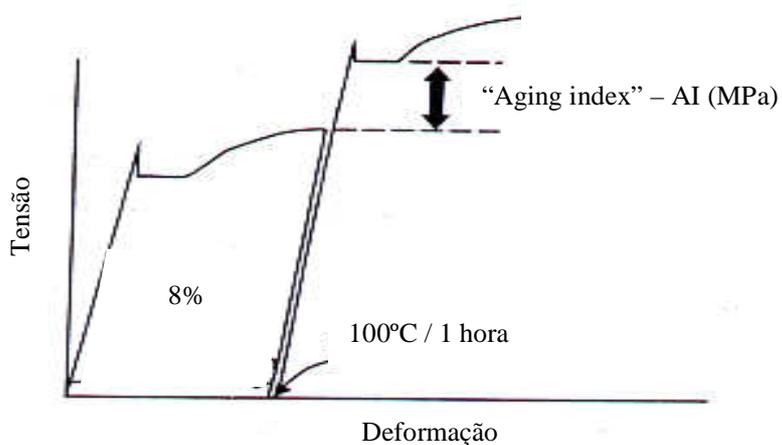


Figura 3.29 – Procedimento esquemático para obtenção do aging index (CHEN, 2000)

Uma resistência ao envelhecimento à temperatura ambiente satisfatória é obtida quando o índice de envelhecimento é menor que 30MPa (CHEN, 2000). Neste caso, o alongamento do patamar de escoamento fica abaixo de 0,2%, conforme figura 3.30.

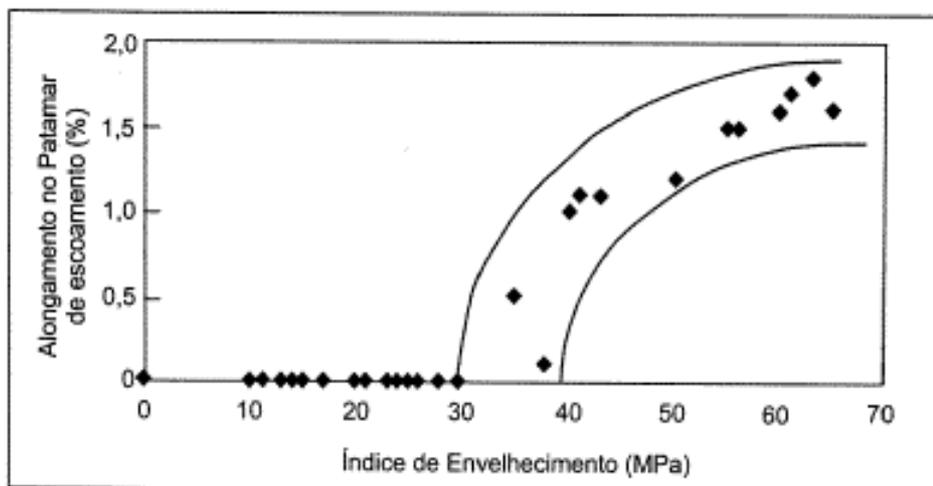


Figura 3.30 – Relação entre o índice de envelhecimento e o alongamento no patamar de escoamento (TANIKAWA, 1995)

4 – METODOLOGIA

O plano de trabalho consistiu:

- Na produção de uma corrida do aço AA-HSS, sendo que este material foi processado, em cada etapa da área operacional, atendendo aos parâmetros pré determinados até a etapa de laminação de encruamento;
- No processamento do material no laminador de encruamento variando a deformação em 6 níveis diferentes;
- Na determinação das propriedades mecânicas, na caracterização metalográfica, na avaliação da susceptibilidade ao envelhecimento e aderência do revestimento para cada nível de deformação aplicada no laminador de encruamento.

4.1 – Material

Para realização deste estudo foi produzida, em escala industrial, uma corrida de aciaria de 150 toneladas, cuja faixa de composição química visada é apresentada na tabela IV.1.

Tabela IV.1 – Faixa de composição química visada (% em peso)

AA-HSS	C	Mn	P	Al	N
	0,03 ~ 0,06	0,20 ~ 0,70	0,020 ~ 0,080	0,020 ~ 0,100	< 0,0060

4.2 – Processamento

4.2.1 – Aquecimento de placas

As placas do aço AA-HSS, com espessura de 252mm, foram aquecidas em fornos do tipo “Walking-Beam” com temperatura superior a 1200°C.

4.2.2 – Laminação a quente

As placas foram desenformadas e na sequência desbastadas em 2 laminadores desbastadores, sendo que no primeiro laminador (2HI, reversível) a redução foi feita em 7 passes e no segundo (4HI, reversível) em 5 passes.

A seguir, o material foi processado em um laminador contínuo de 6 cadeiras (trem acabador) com temperatura superior a 890°C. A espessura obtida do material, após o processamento no trem acabador, foi de 2,75mm, sendo que esta espessura foi definida para atender a taxa mínima de redução requerida (discussão no item 4.2.3).

A temperatura de bobinamento, após o resfriamento da tira em uma mesa pelo sistema de cortina d'água (fabricante Davy McKee, constituída de 28 bancos de resfriamento, sendo 14 superiores e 14 inferiores com vazão máxima de 54 l/s), foi superior a 700°C.

4.2.3 – Laminação a frio

Na laminação a frio, as bobinas foram processadas no PLTCM ("Pickling Line Tandem Cold Mill"), com uma redução de 67% para uma espessura final de 0,90mm. O PLTCM é uma linha contínua composta de uma decapagem acoplada a um laminador a frio contínuo de cinco cadeiras.

O processo de decapagem utiliza ácido clorídrico em tanques rasos com sistema de turbulência. O laminador possui em todas as cadeiras um sistema automatizado para fazer o controle de espessura da tira. Os cilindros de trabalho nas cadeiras de 1 a 3 e os intermediários nas cadeiras 4 e 5 são do tipo CVC ("continuous variable crown"), que são cilindros com diâmetro variável que, através de um movimento transversal, permitem a mudança instantânea de coroamento.

4.2.4 – Linha de galvanização a quente

A linha de galvanização a quente da Usiminas/Unigal acopla vários processos em um único equipamento onde destacam-se: fornos, onde o material sofre o processo de recozimento, pote de zinco, onde o material é galvanizado e laminador de encruamento.

4.2.4.1 – Recozimento

Os parâmetros de processo utilizados durante o recozimento do material estão apresentados na tabela IV.2.

Tabela IV.2 – Parâmetros de processamento de recozimento

Temperatura de encharque	Tempo de encharque
785°C	≥ 70s

4.2.4.2 – Revestimento

As chapas foram revestidas por imersão a quente, tipo de revestimento GI, com deposição de camada de zinco de 50 g/m² por face.

4.2.4.3 – Laminação de encruamento

Após o revestimento com Zn, as chapas foram processadas em um laminador de encruamento em seis diferentes graus de deformação, sendo eles: 0,0%; 0,5%; 1,2%; 1,5%; 1,8%; 2,3%.

4.3 – Caracterização dos materiais

Todas as avaliações citadas a seguir, foram feitas em triplicatas.

4.3.1 – Avaliação da aderência de revestimento

A aderência de revestimento foi analisada através do ensaio “Ball Impact Test”. Esta avaliação é feita através da análise do arrancamento do revestimento, após embutimento de um corpo de prova. Utiliza-se uma fita adesiva incolor na região

embutida, forçando o arrancamento do revestimento. Posteriormente faz-se uma análise visual do aspecto das partículas aderidas. De acordo com o resultado encontrado, o material é enquadrado em um dos seguintes níveis: Nível 1: sem desprendimento; Nível 2: leve desprendimento superficial; Nível 3: leve desprendimento de toda a espessura de revestimento; Nível 4: Várias regiões com arrancamento total da camada.

4.3.2 – Análise metalográfica

Foram realizadas análises metalográficas, em microscópio ótico, em todas as amostras retiradas. O ataque químico utilizado foi Nital 4% e tempo de ataque entre 20 e 30 segundos.

A determinação do tamanho de grão foi feita através da utilização de um analisador de imagens do tipo QUANTIMET 600 HR da marca LEICA. A determinação foi realizada utilizando o método dos interceptos conforme norma ASTM-E-112 (1996).

4.3.3 – Caracterização do comportamento mecânico

4.3.3.1 – Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram conduzidos conforme a norma EN10.002-1-2001, em uma máquina de tração INSTRON eletromecânica, com capacidade de 10t, modelo 4482, em corpos de prova cuja maior dimensão faz um ângulo de 90° em relação à direção de laminação. A figura 4.1 mostra um croqui do corpo de prova (CP). As dimensões e tolerâncias determinadas pela norma que foi utilizada estão mostradas na tabela IV.3.

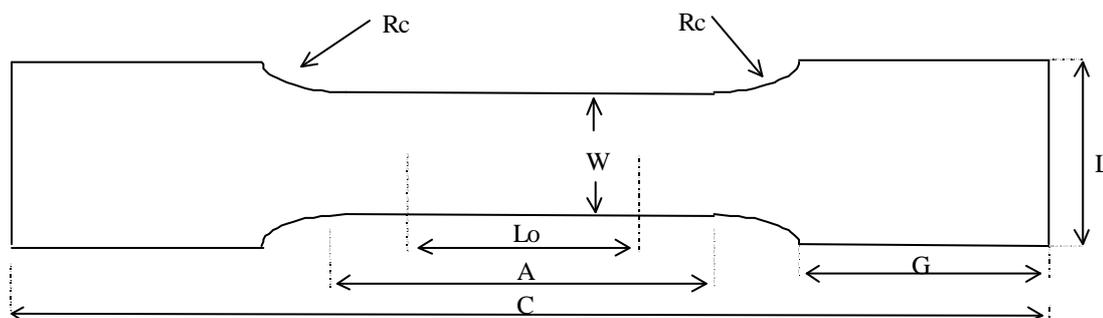


Figura 4.1 – Representação esquemática do corpo de prova de tração utilizado

Onde:

Lo = Comprimento inicial (base de medida);

A = Comprimento da parte útil;

C = Comprimento total do CP;

W = Largura parte útil do CP;

R_C = Raio de concordância;

L = Largura da cabeça do CP;

G = Comprimento da cabeça do CP.

Tabela IV.3 – Dimensões e tolerâncias do corpo de prova – Norma EN 10.002-1-2001

Lo (mm)	A (mm)	C (mm)	W (mm)	R _C (mm)	L (mm)	G (mm)
80±0,35	115 A 130	≥250	20,0±1,00	≥20	30	≥50

Os ensaios de tração foram realizados em triplicata, sendo determinado os seguintes parâmetros:

- Limite de escoamento. No caso de material com escoamento contínuo, seu valor foi medido a 0,2% de deformação plástica;
- Limite de resistência;
- Alongamento total;
- Alongamento uniforme.

Os ensaios de tração foram realizados, até atingir a deformação de 0,8%, com uma velocidade V1 e, a partir deste ponto, com uma outra velocidade V2, sendo que V2 era maior que V1. Este procedimento resultou, dependendo da deformação no patamar de escoamento apresentada para cada caso, em três diferentes aspectos de gráficos, que são mostrados na figura 4.2 a seguir.

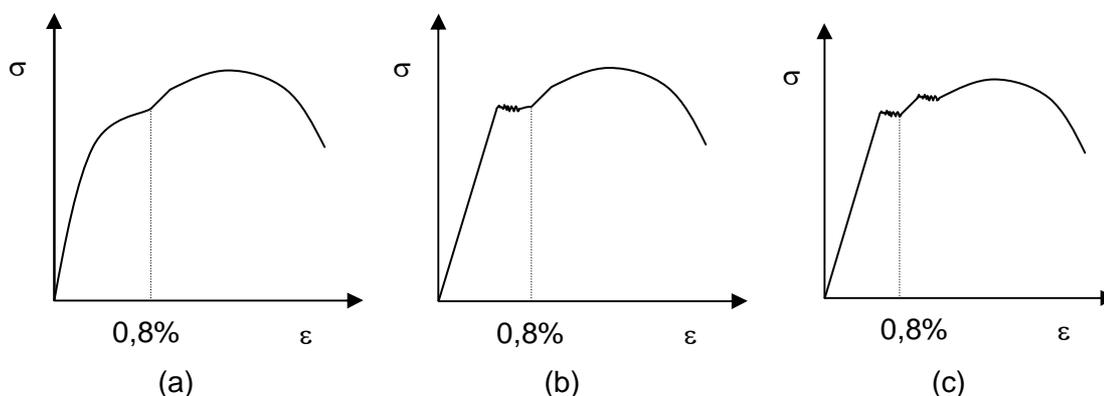


Figura 4.2 – Representação esquemática do comportamento das curvas obtidas nos ensaios de tração realizados

O limite de escoamento, em casos de gráficos com o aspecto semelhante ao mostrado na figura 4.2 (a), foi medido a 0,2% de deformação. Nestes casos a deformação no patamar de escoamento é igual a zero.

Para gráficos com comportamento semelhante às curvas representadas pela figura 4.2 (b) e (c), o limite de escoamento foi determinado pelo limite de escoamento inferior, enquanto a deformação no patamar de escoamento foi medida pela subtração do ponto máximo do patamar com o seu ponto mínimo.

Os valores de limite de resistência e de alongamento total (AL) foram fornecidos diretamente pela máquina após a realização dos ensaios. Já o alongamento uniforme (Au) foi determinado seguindo a seguinte metodologia: traça-se uma reta paralela à região elástica a partir do ponto de carga máxima (P_u) até que a mesma intercepte o eixo x (quantidade de deformação - %). Conforme apresentado na figura 4.3, o alongamento uniforme foi dado pelo segmento determinado pela origem e a interseção da reta com o eixo x.

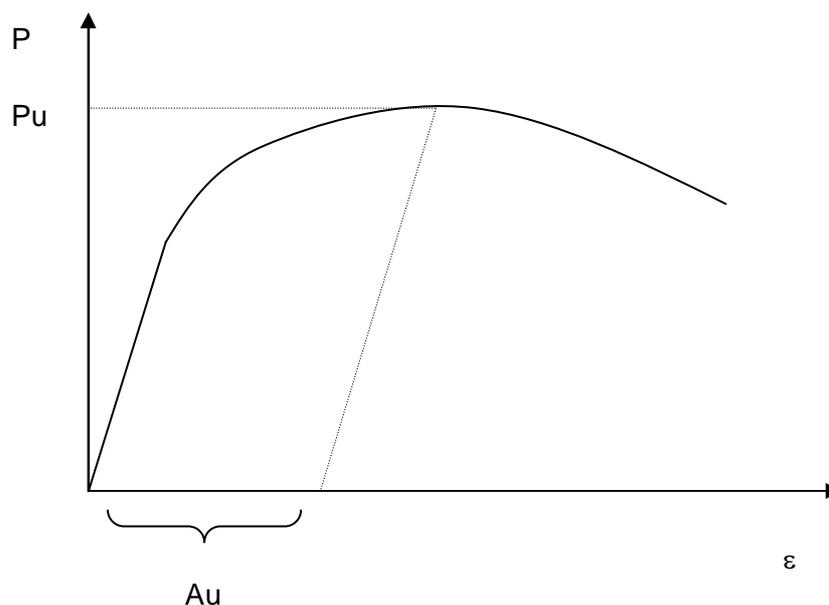


Figura 4.3 – Representação esquemática da medição de Au

4.3.3.2 – Coeficiente de anisotropia normal

Para a determinação do coeficiente de anisotropia normal, foi utilizada a norma EN10.130:1991+A1:1998 que estabelece que este parâmetro deve ser medido a 20% de deformação convencional, sendo que o valor de R médio (R_m), foi calculado, como visto anteriormente, através da expressão:

$$R_m = \frac{1}{4} (R_0 + 2R_{45} + R_{90}) \quad [4.1]$$

Onde R_0 , R_{45} e R_{90} tem os significados anteriormente mencionados (item 3.6).

4.3.3.3 – Expoente de encruamento

A determinação do expoente de encruamento (n) seguiu a norma EN10.130:1991+A1:1998 que estabelece que este parâmetro seja medido no intervalo de 10 a 18% de deformação convencional, sendo que foi calculado o valor de n médio (n_m), encontrado pela fórmula:

$$n_m = \frac{1}{4} (n_0 + 2n_{45} + n_{90}) \quad [4.2]$$

Onde n_0 , n_{45} e n_{90} são valores de n medidos a 0° , 45° , e 90° , respectivamente, em relação à direção de laminação.

4.3.3.4 – Índice de envelhecimento acelerado (“Aging index” – AI)

Para todos os graus de deformação aplicados no laminador de encruamento, foi realizado o ensaio “Aging index”, que é um ensaio de envelhecimento acelerado do material. Para realização deste ensaio foram retiradas amostras na direção transversal à direção de laminação, sendo que as amostras foram tratadas termicamente à temperatura de 100°C por 60 minutos, após deformação de 8%, conforme procedimento descrito no item 3.8.1.

4.3.3.5 – Comportamento do envelhecimento natural

Da mesma forma que no caso do “Aging Index”, este ensaio foi realizado para todos os graus de deformação considerados. Em intervalos de 7 dias, foram ensaiadas amostras de cada lote, sendo determinados neste teste o valor de limite escoamento e do alongamento no patamar de escoamento.

O cálculo do limite de escoamento e do alongamento no patamar de escoamento seguiu mesmo procedimento adotado no item 4.3.3.1, conforme o comportamento da curva mostrado na figura 4.2.

5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

Inicialmente serão apresentados os resultados de caracterização do substrato metálico. Posteriormente serão apresentados a avaliação da aderência do revestimento, a caracterização metalográfica, o comportamento mecânico e a caracterização do envelhecimento, sendo todos estes resultados obtidos para cada diferente grau de deformação aplicado no laminador de encruamento.

5.1 – Análise química

Para a realização do trabalho, foi elaborada uma corrida de aciaria, de aproximadamente 150 toneladas, sendo a composição obtida mostrada na tabela V.1.

Tabela V.1 – Composição química obtida (% em peso)

C	Mn	P	Al	N
0,04	0,26	0,031	0,057	0,0054

Destaca-se que a composição química obtida apresentou os teores de todos os elementos dentro dos teores visados, conforme tabela IV.1, para a realização do estudo.

5.2 – Caracterização do material por grau de deformação

5.2.1 – Avaliação da aderência de revestimento

Os resultados dos testes de aderência pelo ensaio de “Ball Impact Test” são apresentados na tabela V.2. Em todos os casos não foi observado qualquer arrancamento de revestimento nos testes.

Tabela V.2 – Resultados dos testes de aderência pelo ensaio “Ball Impact Test”

SPMR (%)	Face	Posição ao longo da largura				
		Borda 1	1/4	Centro	3/4	Borda 2
0,0	Superior	1	1	1	1	1
	Inferior	1	1	1	1	1
0,5	Superior	1	1	1	1	1
	Inferior	1	1	1	1	1
1,2	Superior	1	1	1	1	1
	Inferior	1	1	1	1	1
1,5	Superior	1	1	1	1	1
	Inferior	1	1	1	1	1
1,8	Superior	1	1	1	1	1
	Inferior	1	1	1	1	1
2,3	Superior	1	1	1	1	1
	Inferior	1	1	1	1	1

Legenda: 1 – sem desprendimento; 2 – leve desprendimento; 3 – leve desprendimento de toda espessura; 4 – várias regiões com desprendimento total.

5.2.2 – Análise metalográfica

Na figura 5.1 são apresentados as fotomicrografias representativas de cada grau de deformação aplicado no laminador de encruamento. A tabela V.3 mostra o diâmetro de grão médio determinado para cada caso. Pode-se observar na figura 5.1 que a microestrutura das amostras avaliadas é caracterizada pela presença de perlita (constituente escuro) e ferrita (matriz). Verifica-se, também, que a amostra representativa do grau de deformação de 0,0%, apresentou um diâmetro de grão médio menor que os demais. Este fato está relacionado à posição de amostragem, pois tal procedimento foi feito, para deformação de 0,0%, na região de ponta de bobina a quente, enquanto as demais deformações avaliadas foram retiradas em região de meio de bobina a quente. Tal diferença de região avaliada ocorreu devido a impossibilidade de amostrar, em região central, material com deformação de 0,0%. A granulometria mais refinada no aço com deformação de 0,0%, no laminador de encruamento, é explicada pelo fato das regiões de pontas de bobinas, quando estão sendo bobinadas após o processamento no laminador a quente, estarem submetidas a uma maior taxa de resfriamento quando comparada às regiões centrais.

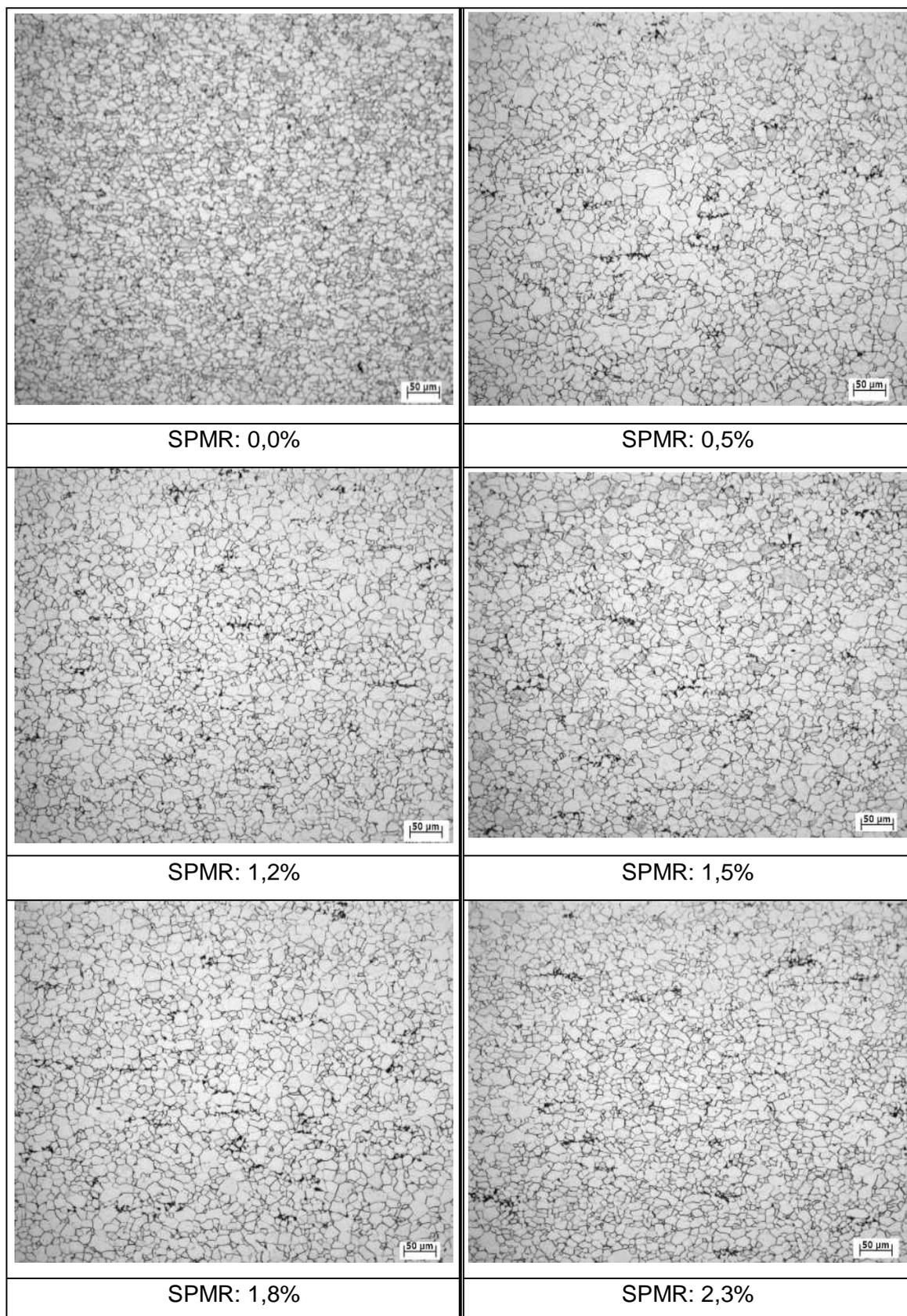


Figura 5.1 – Aspecto microestrutural das amostras enviadas para análise. Aumento 200 vezes. Ataque: nital 4%

Tabela V.3 – Tamanho de grão ferrítico

SPMR (%)	TG (μm) ($\bar{X} \pm s$)
0,0	9 ± 1
0,5	11 ± 1
1,2	11 ± 2
1,5	12 ± 2
1,8	12 ± 2
2,3	11 ± 2

5.2.3 – Caracterização do comportamento mecânico

5.2.3.1 – Ensaio de tração

A tabela V.4 mostra os resultados obtidos de limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR), relação elástica (LE/LR), alongamento total (AL), alongamento uniforme (Au) e deformação no patamar de escoamento (YP-EL) para cada valor de SPMR avaliado.

Tabela V.4 – Resultados obtidos através de ensaio de tração

SPMR (%)	LE (MPa) ($\bar{X} \pm s$)	LR (MPa) ($\bar{X} \pm s$)	LE/LR (%) ($\bar{X} \pm s$)	AL (%) ($\bar{X} \pm s$)	Au (%) ($\bar{X} \pm s$)	YP-EL (%) ($\bar{X} \pm s$)
0,0	301 ± 6	365 ± 4	75 ± 5	41 ± 2	25 ± 1	$7,17 \pm 0,35$
0,5	262 ± 4	363 ± 4	73 ± 1	38 ± 1	23 ± 0	$2,35 \pm 0,21$
1,2	245 ± 1	363 ± 1	67 ± 1	35 ± 1	21 ± 0	$0,00 \pm 0,00$
1,5	243 ± 3	367 ± 2	66 ± 1	36 ± 1	21 ± 1	$0,00 \pm 0,00$
1,8	245 ± 3	373 ± 2	67 ± 1	36 ± 2	20 ± 1	$0,00 \pm 0,00$
2,3	247 ± 1	366 ± 2	66 ± 1	36 ± 2	19 ± 1	$0,00 \pm 0,00$

A figura 5.2 mostra a variação do limite de escoamento e da deformação no patamar de escoamento com a variação do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento.

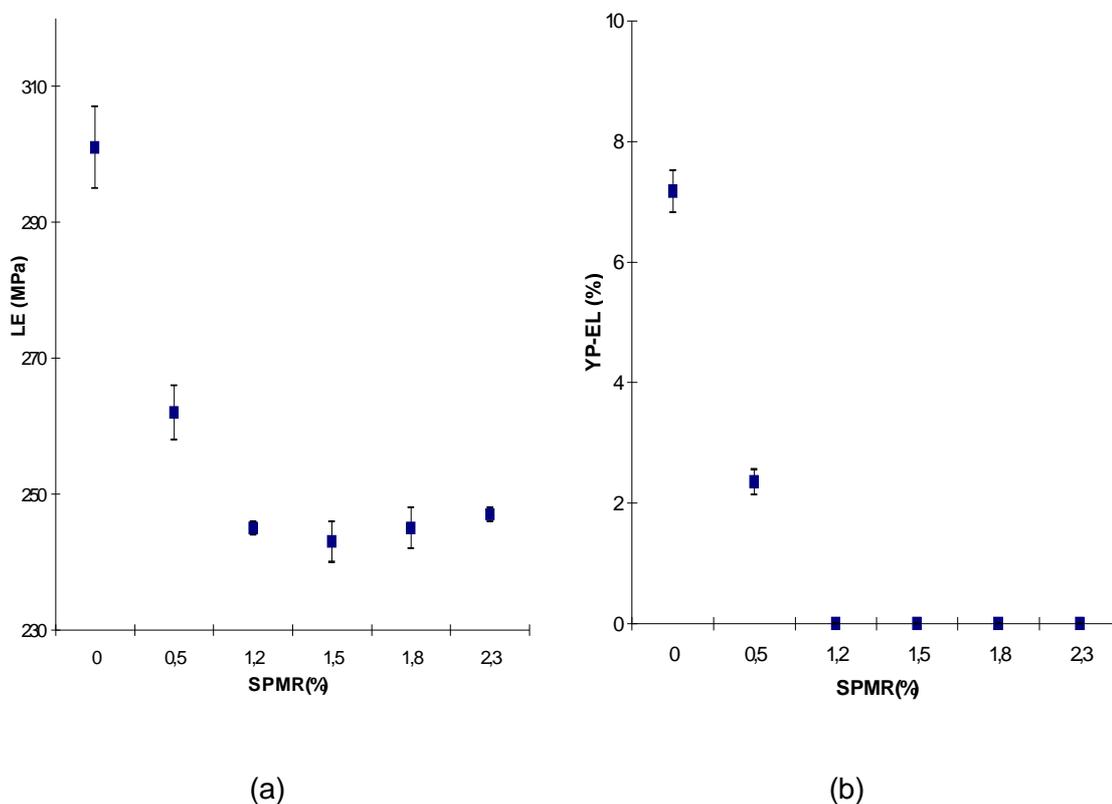


Figura 5.2 – Variação de LE (a) e do YP-EL (b) com a variação de SPMR

Observa-se que o limite de escoamento decresce, juntamente com o deformação no patamar de escoamento, até o grau de deformação aplicado de 1,2%. A partir deste valor, YP-EL apresenta-se igual a zero e o limite de escoamento fica constante até o maior SPMR avaliado (2,3%). Esta figura tem aspecto semelhante à apresentada por LAKE (1985), figura 3.10. É importante notar que a deformação no patamar de escoamento se apresenta igual a zero a partir do início da região com limite de escoamento constante, enquanto na figura 3.10, o ponto inicial de YP-EL igual a zero situa-se no final da região na qual LE é constante (LAKE, 1985). Tal diferença pode ser explicada pelo critério de determinação da deformação no patamar de escoamento. Em seu trabalho, LAKE (1985) considerou que as curvas encontradas com o aspecto da curva da figura 3.9 – curva (C), que não apresentam limite de escoamento inferior, mas tem a presença uma irregularidade na transição do regime elástico para o plástico, apresentam uma deformação no patamar de escoamento.

Esta deformação é definida pela diferença entre a deformação relacionada à irregularidade na transição e a deformação correspondente ao início do fluxo plástico homogêneo. LAKE (1985) denomina a região com este tipo de curva, na figura 3.10, como “transição”. No presente estudo, curvas de tração com aspecto semelhante à curva (C) – figura 3.9, foram consideradas com escoamento contínuo. Para ilustrar tal situação, é apresentado abaixo, na figura 5.3, uma das três curvas de tração relativas ao material com SPMR de 1,2%, com aspecto semelhante ao apresentado na figura 3.9 – curva (C).

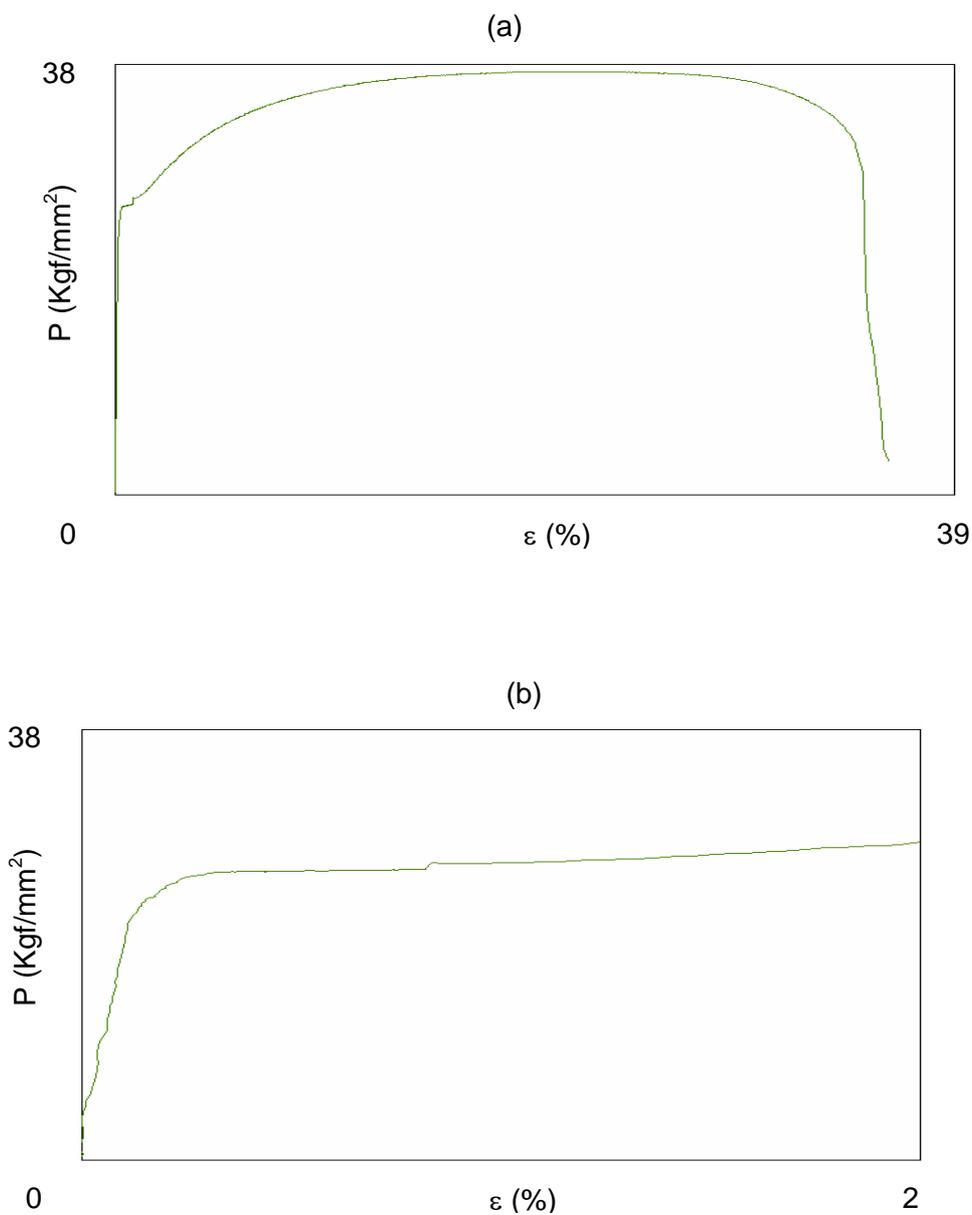


Figura 5.3 – Curva de tração realizada em material com 1,2% de SPMR. (a) curva completa; (b) curva na região de transição elástico - plástico

Também no intuito de ilustração, é apresentado na figura 5.4 uma curva de tração realizada para material com SPMR de 0,5%, com aspecto semelhante às curvas (A) e (B) da figura 3.9, ou seja, com a presença de limite de escoamento inferior.

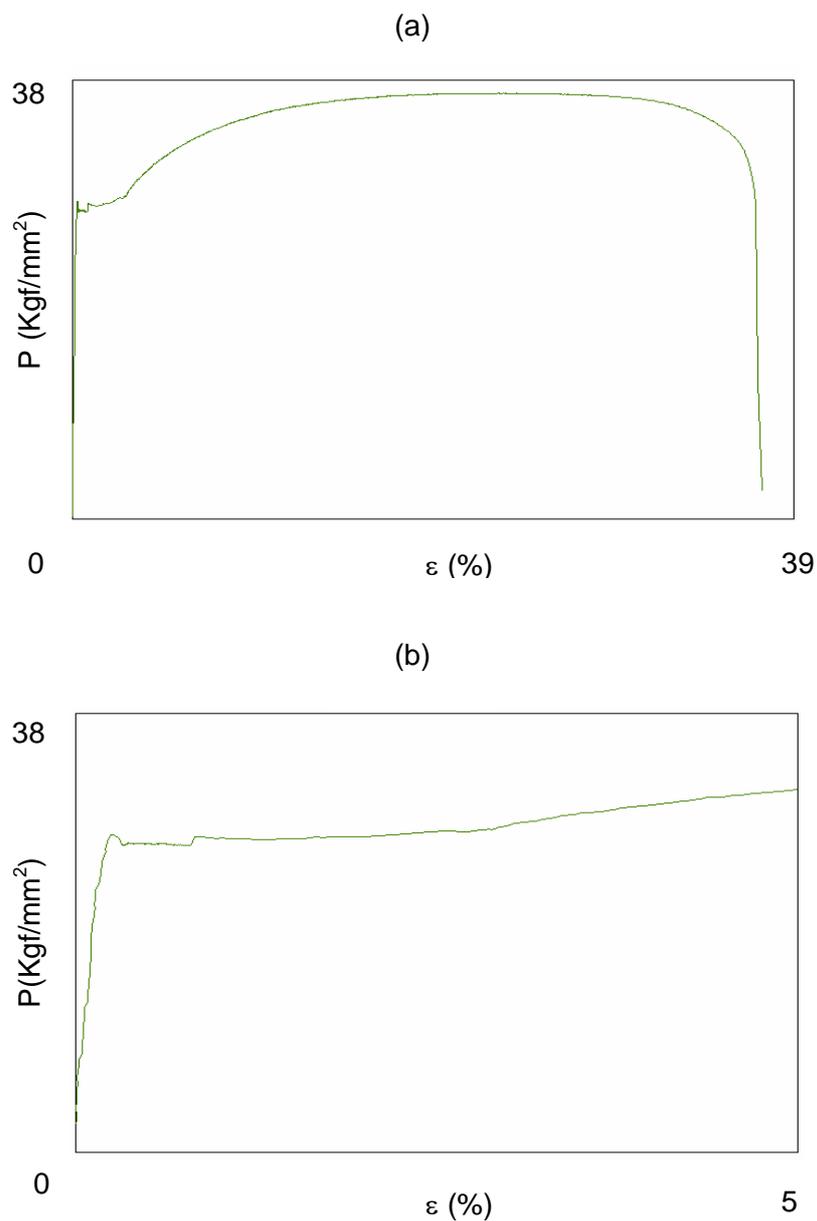


Figura 5.4 – Curva de tração realizada em material com 0,5% de SPMR. (a) curva completa; (b) curva na região de transição elástico - plástico

O aspecto observado na figura 5.2, semelhante às regiões “Escoamento descontínuo” e “Transição” da figura 3.10, é explicado conforme apresentação / discussão da equação 3.1, item 3.4.3. Não é observado, na figura 5.2, uma região semelhante à região denominada de “Escoamento contínuo” da figura 3.10, já que os graus de deformação avaliados neste estudo não foram suficientes para atingir tal região.

A figura 5.5 indica a variação do limite de resistência com o grau de deformação testado na laminação de encruamento.

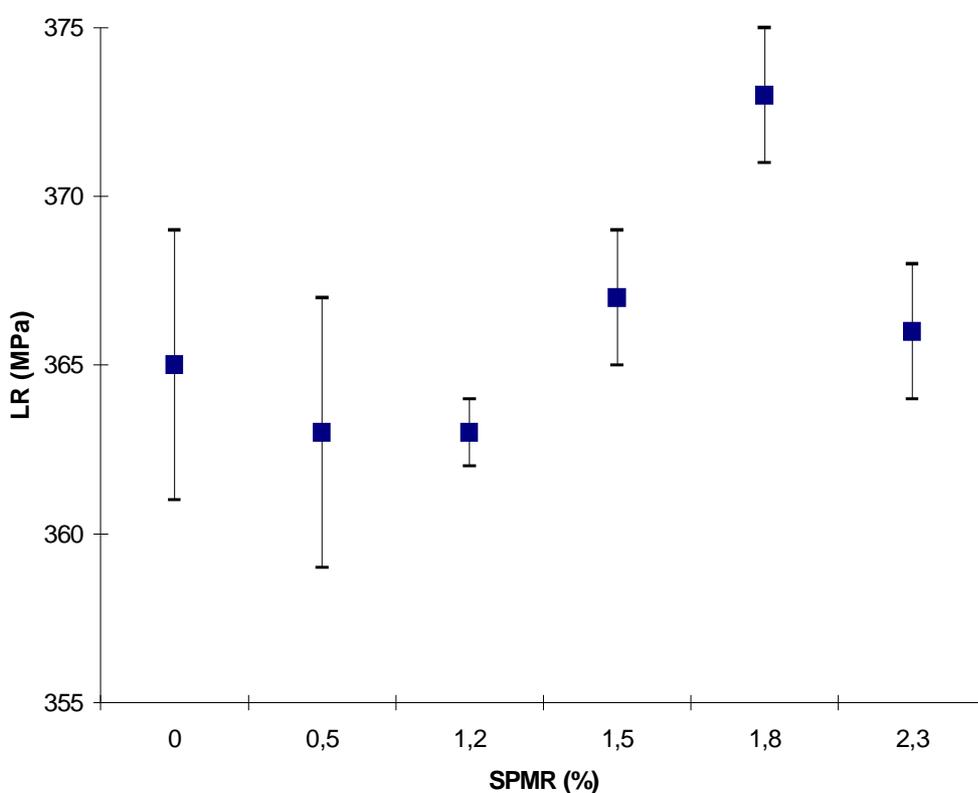


Figura 5.5 – Variação do LR com a variação do SPMR

Não é observada tendência de mudança do LR com o aumento do SPMR, considerando os graus de deformações analisados. Tal comportamento não indica que, necessariamente, não há uma correlação entre SPMR e LR. Como neste estudo não se atingiu a região onde o aumento do SPMR provocaria em um aumento do valor de limite de escoamento, não foi possível avaliar se o limite de resistência seguiria a mesma tendência de aumentar com o aumento de SPMR.

A figura 5.6 mostra o comportamento da relação elástica com o grau de deformação da laminação de encruamento.

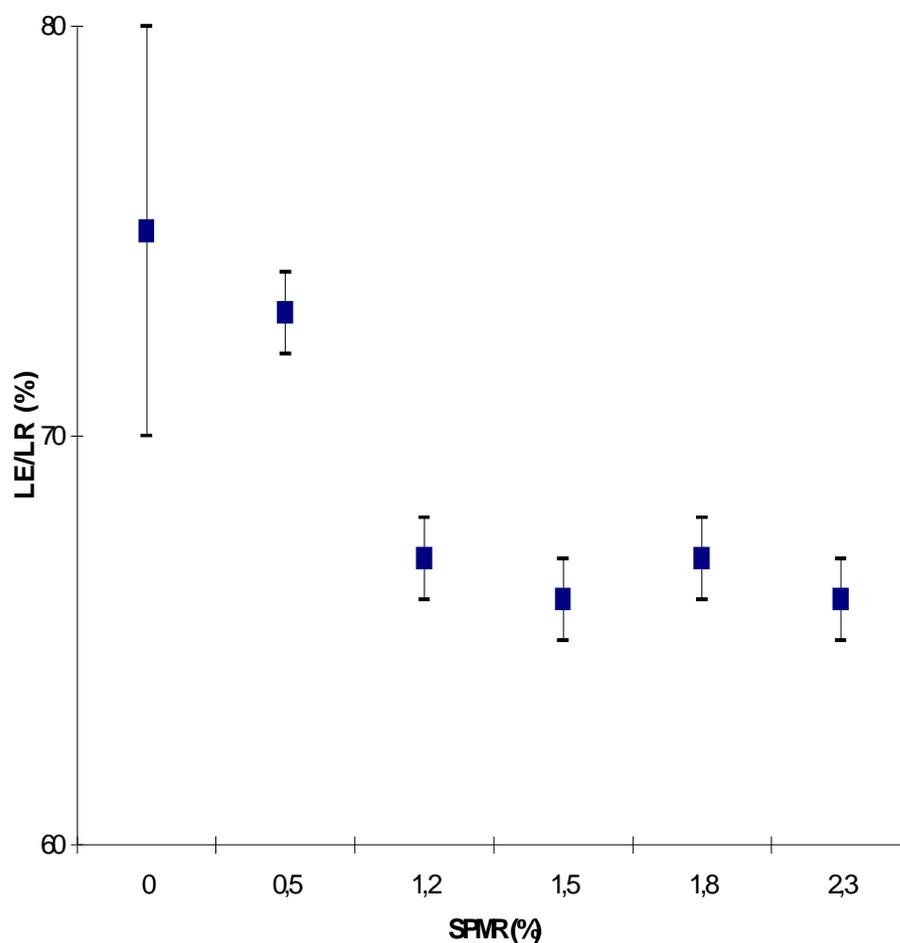


Figura 5.6 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de LE/LR

Nota-se que LE/LR decresce com o aumento do SPMR até o grau aplicado de 1,2% e, a partir deste valor, permanece constante. Este resultado já era esperado pois, anteriormente, foi visto o mesmo comportamento para o LE, conforme figura 5.2, e um comportamento praticamente constante do LR com o aumento do SPMR (figura 5.5).

A figura 5.7 ilustra a variação do alongamento total em função do valor do SPMR aplicado.

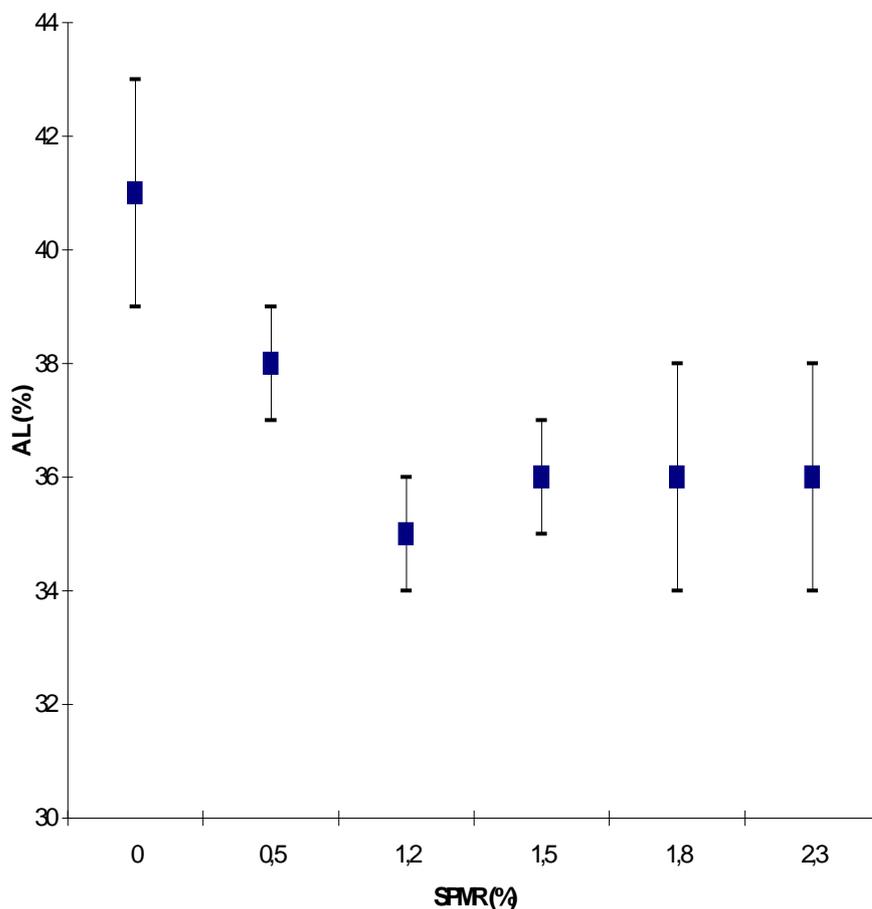


Figura 5.7 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de AL

Nota-se um decréscimo em AL até o ponto em que se aplicou 1,2% de SPMR e, posteriormente, é observado que o valor AL tem comportamento constante, semelhante ao observado para LE e LE/LR nas figuras 5.2 e 5.6 respectivamente.

A figura 5.8 mostra a correlação de SPMR com a deformação (AL'), considerando AL' como a subtração do alongamento total pelo alongamento no patamar de escoamento.

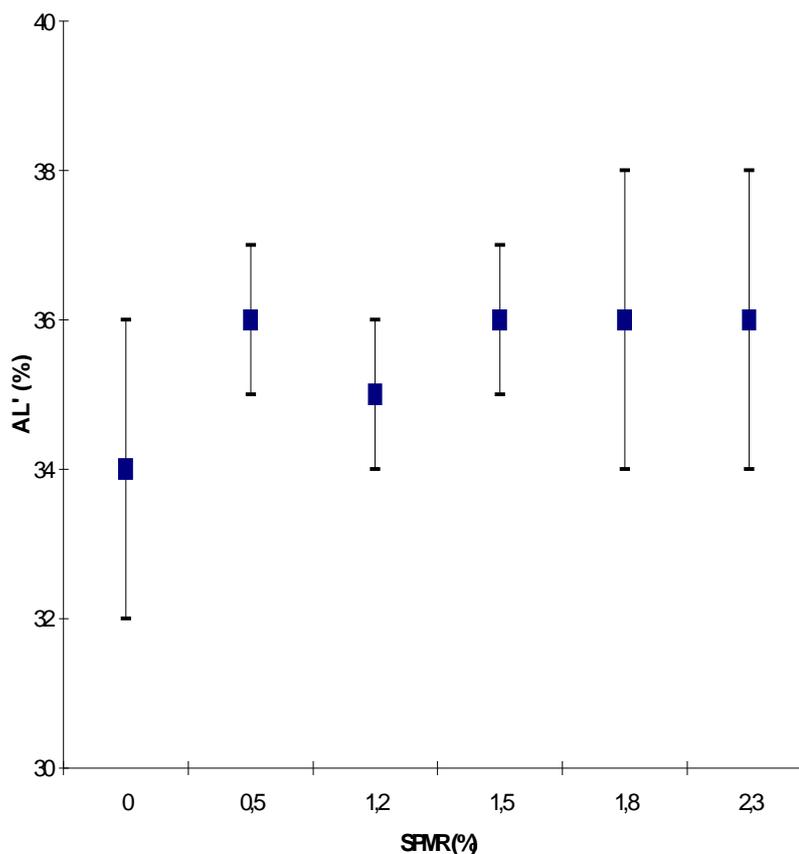


Figura 5.8 – Comportamento do alongamento total menos o alongamento no patamar de escoamento com a variação de SPMR

Percebe-se que este parâmetro (AL') permanece praticamente constante com a variação de SPMR, na faixa de valores avaliados neste trabalho. Este fato pode explicar os valores maiores de alongamento total encontrados nos materiais que apresentaram escoamento descontínuo. Destaca-se que, literaturas consultadas para realização deste trabalho, não relatam tal parâmetro, não sendo possível comparação destes resultados com outros.

A figura 5.9 correlaciona o valor de alongamento uniforme encontrado para cada condição de SPMR analisado.

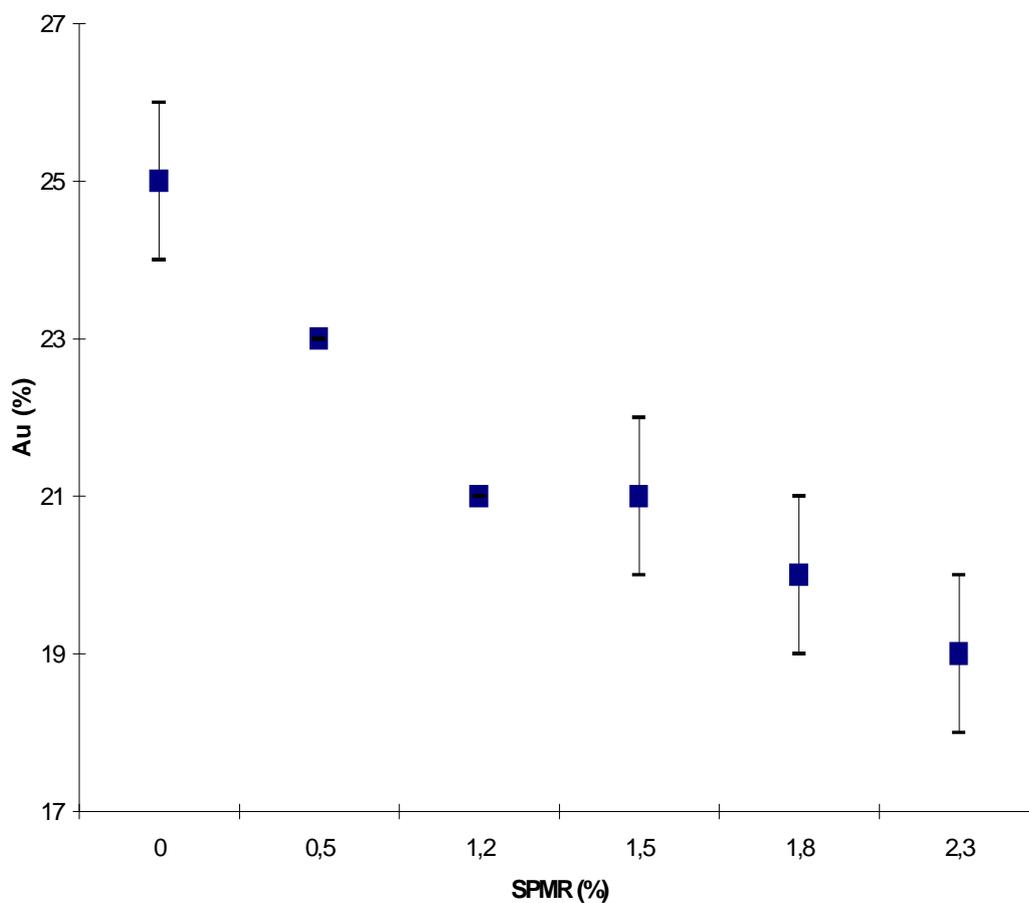


Figura 5.9 – Comportamento de Au com a variação do SPMR

Observa-se que o valor de Au, com o aumento do SPMR, teve a tendência em diminuir, inclusive no intervalo testado com SPMR entre 1,2% e 2,3%. Este comportamento pode ser constatado pelo fato de que n diminui com o aumento de SPMR, como será visto no item 5.2.3.3.

5.2.3.2 – Coeficiente de anisotropia normal

A tabela V.5 e a figura 5.10 descrevem o comportamento do valor R_m do aço estudado com a variação da deformação aplicada no laminador de encruamento.

Tabela V.5 – Resultados obtidos de R_m

Deformação Laminação de Encruamento (%)	$R_m (\bar{X} \pm s)$
0,0	$1,53 \pm 0,05$
0,5	$1,41 \pm 0,04$
1,2	$1,47 \pm 0,01$
1,5	$1,49 \pm 0,01$
1,8	$1,48 \pm 0,02$
2,3	$1,43 \pm 0,01$

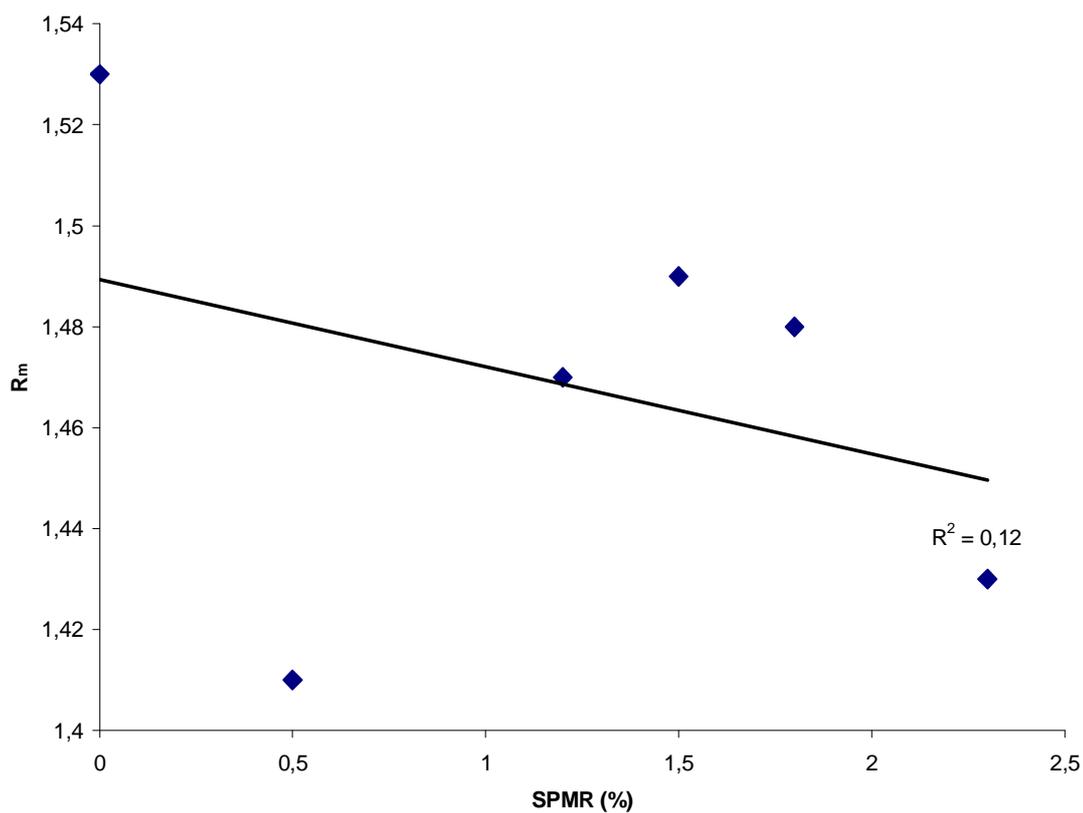


Figura 5.10 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de R_m

Não se observa uma correlação entre o aumento do grau da deformação na laminação de encruamento com o valor R_m , não evidenciando assim uma influência desta etapa de fabricação do aço com o coeficiente de anisotropia. Este parâmetro é influenciado, segundo literatura, por outros processos: pelo processo de laminação a quente, quando do bobinamento do material, e pela redução aplicado no laminador a frio, segundo LESLIE (1982), e pelo o processo de recozimento, através da temperatura de encharque, segundo OBARA (1985).

Embora não mostre os resultados, ALVAREZ (2004), avaliando um aço IF, citou que não encontrou correlação entre SPMR e o valor R_m na faixa de SPMR investigada, de 0 a 7%.

5.2.3.3 – Expoente de encruamento

É mostrada, na tabela V.6 e na figura 5.11, a variação do valor n_m em função do grau de deformação aplicado ao aço estudado.

Tabela V.6 – Valores de n_m

Deformação Laminação de Encruamento (%)	$n_m (\bar{X} \pm s)$
0,0	0,236 \pm 0,006
0,5	0,213 \pm 0,002
1,2	0,194 \pm 0,003
1,5	0,184 \pm 0,002
1,8	0,176 \pm 0,002
2,3	0,162 \pm 0,002

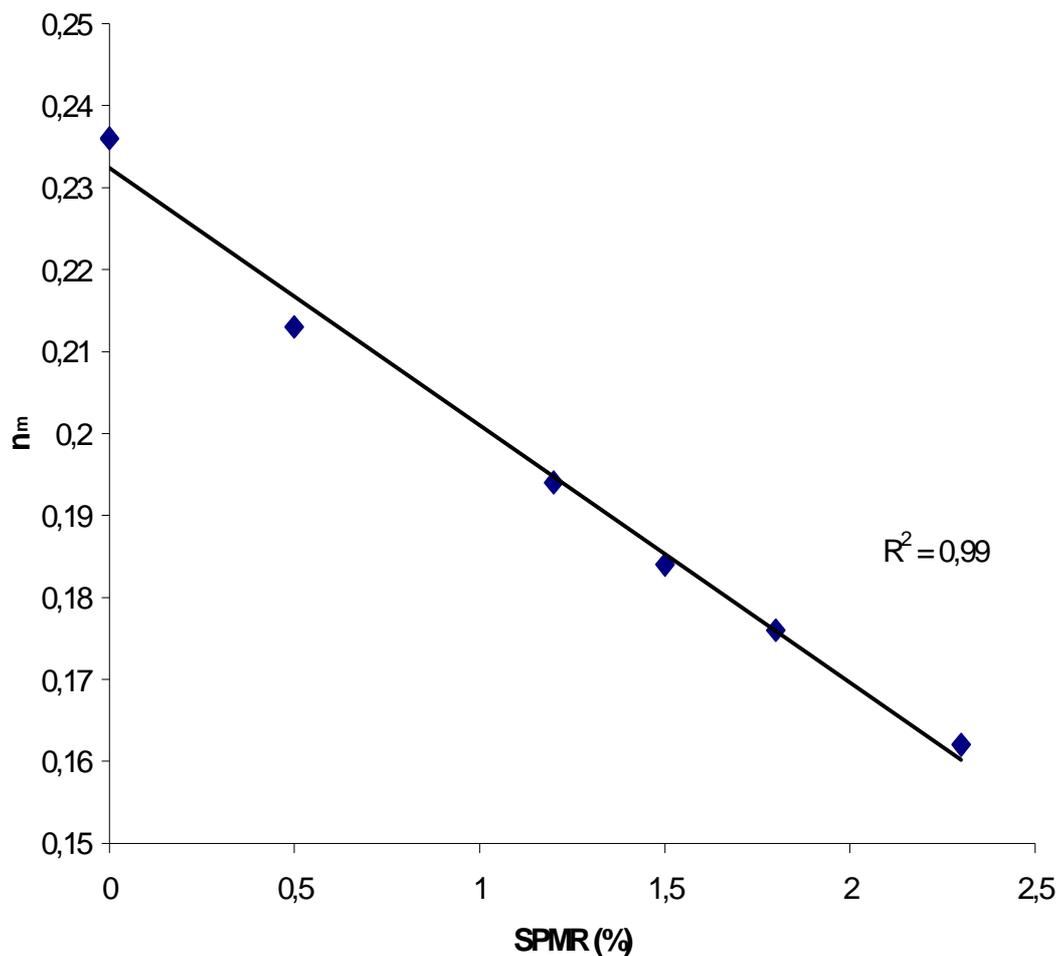


Figura 5.11 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de n_m

Os resultados aqui mostrados estão de acordo com a tendência de queda do alongamento uniforme com o aumento do SPMR, conforme figura 5.9, uma vez que, conforme discutido no item 3.7.3, n está associado à deformação verdadeira uniforme.

5.2.3.4 – Índice de envelhecimento (“Aging index” – AI)

A tabela V.7 e a figura 5.12 mostram a influência da deformação na laminação de encruamento no índice de envelhecimento, parâmetro calculado seguindo procedimento proposto por CHEN (2000), conforme figura 3.29.

Tabela V.7 – Resultados de AI

Deformação na Laminação de Encruamento (%)	AI (MPa) ($\bar{X} \pm s$)
0,0	54 \pm 3
0,5	53 \pm 1
1,2	50 \pm 4
1,5	53 \pm 5
1,8	48 \pm 2
2,3	47 \pm 3

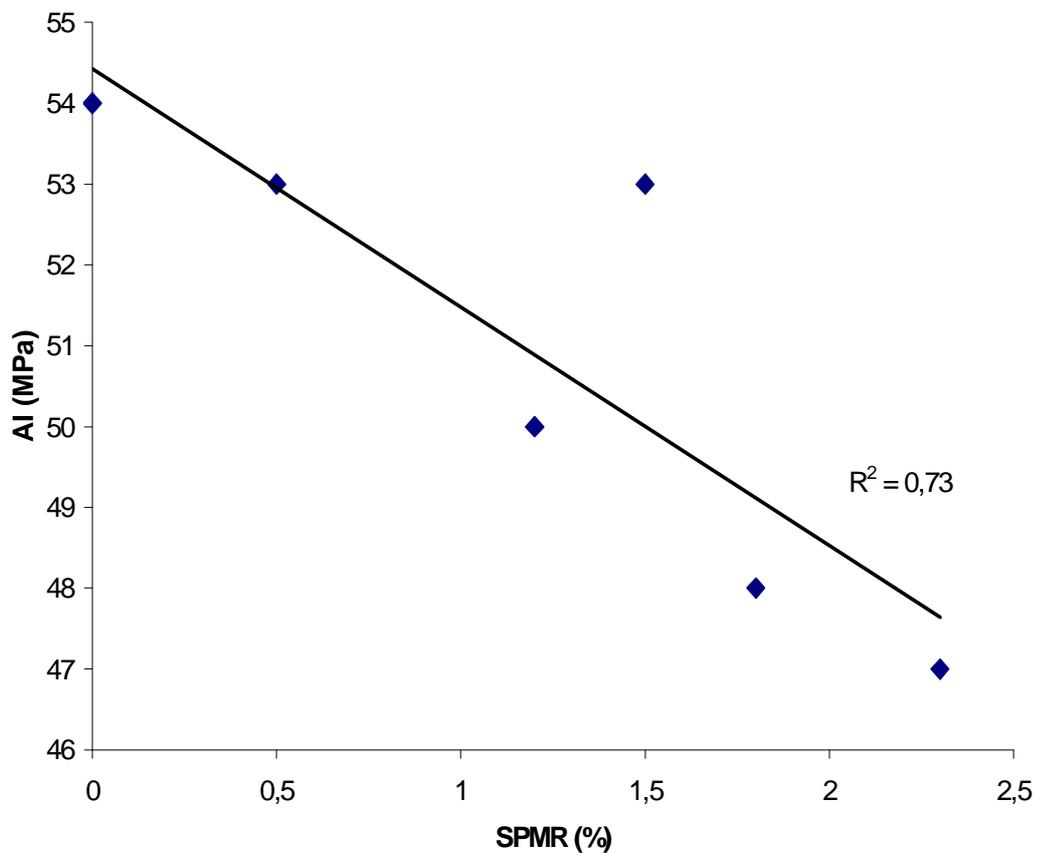
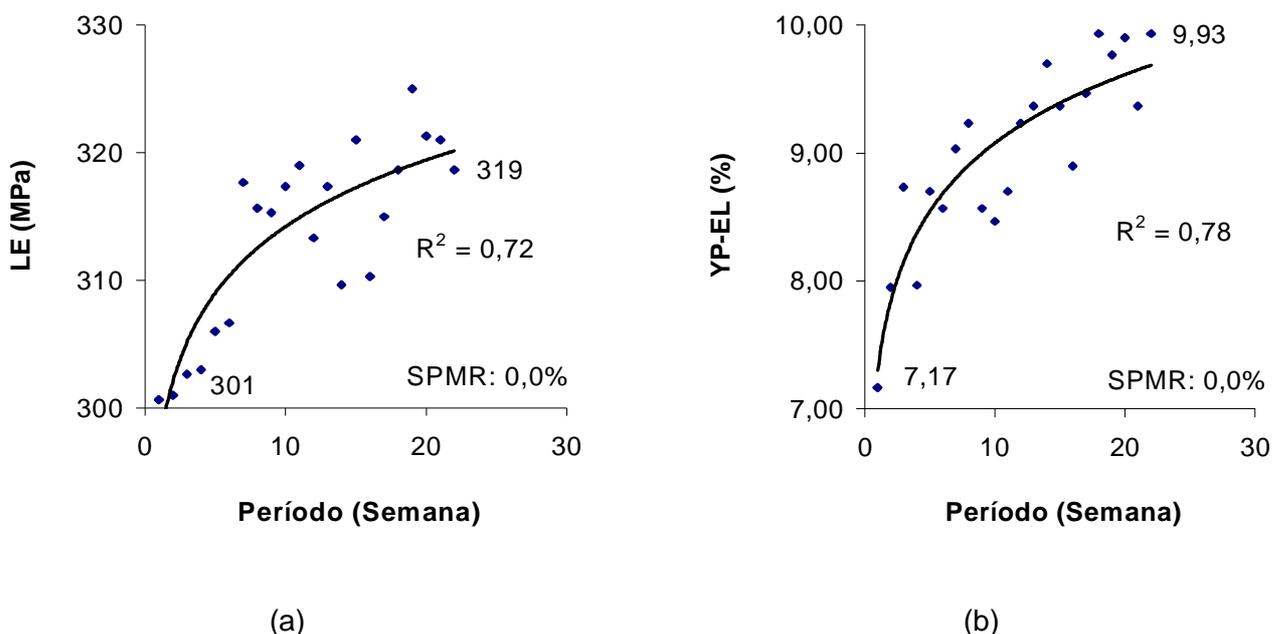


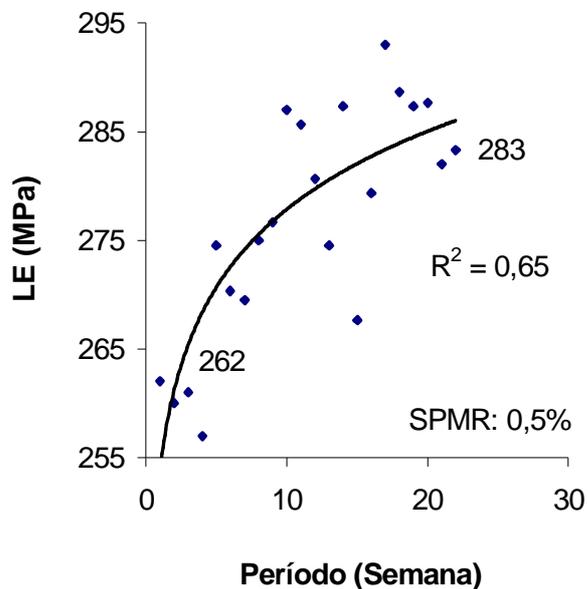
Figura 5.12 – Influência do grau de deformação no laminador de encruamento no índice de envelhecimento (“Aging Index” – AI)

Observa-se que os materiais estudados apresentaram índice de envelhecimento entre 47 a 54 MPa. Conforme figura 3.30, de acordo com estudo de TANIKAWA (1995), material com índice de envelhecimento menor ou igual a 30 MPa, apresentaram deformação no patamar de escoamento igual a zero. Outro ponto observado nesta figura é o aumento da deformação no patamar de escoamento, com o aumento de AI, para AI superior a 30 MPa. Assim, pode-se verificar, pela tabela V.7 e pela figura 5.12, que os materiais com menor grau de deformação na laminação de encruamento possuem maior tendência a envelhecer. Deve-se lembrar que este ensaio é de caráter simulativo. No item posterior será discutida a avaliação do comportamento do envelhecimento dos materiais estudados na temperatura ambiente.

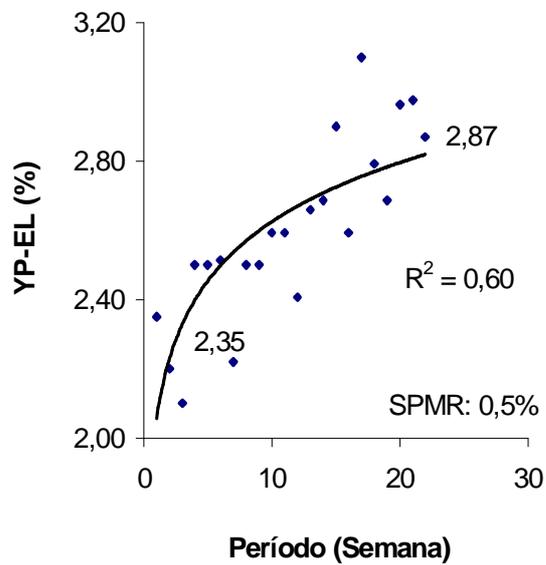
5.2.3.5 – Comportamento do envelhecimento natural

Para confirmar os resultados obtidos, no item 5.2.3.4 discutido anteriormente, foi feito um acompanhamento semanal, em um total de 22 semanas de análise, do comportamento da deformação no patamar de escoamento e do limite de escoamento para cada grau de deformação aplicado no laminador de encruamento. A figura 5.13 mostra a evolução, a cada semana, destes dois parâmetros avaliados. Em todos os gráficos desta figura é apresentado 2 valores, sendo um referente ao resultado encontrado na semana 0 e o outro na semana 21.

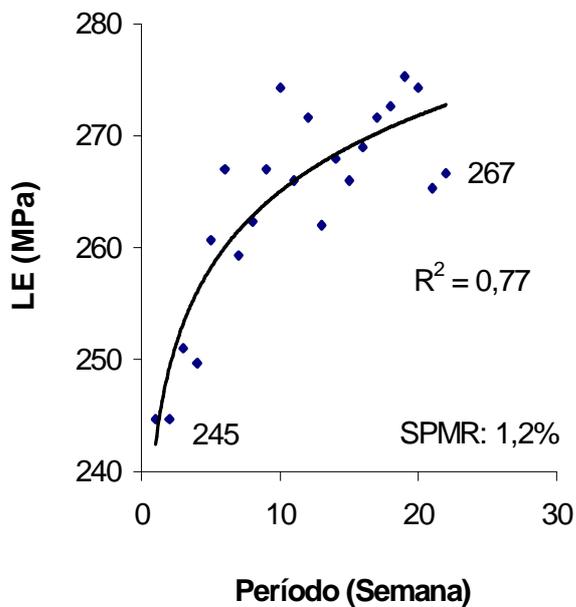




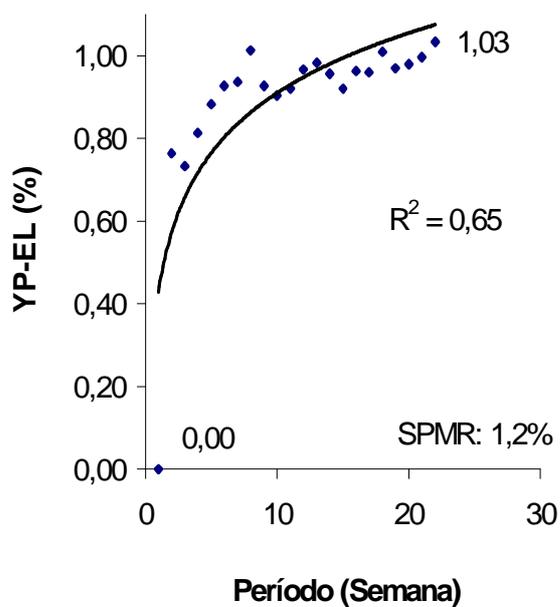
(c)



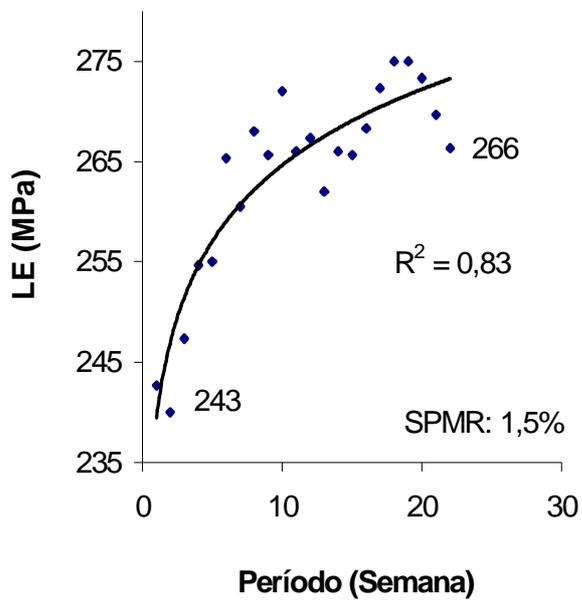
(d)



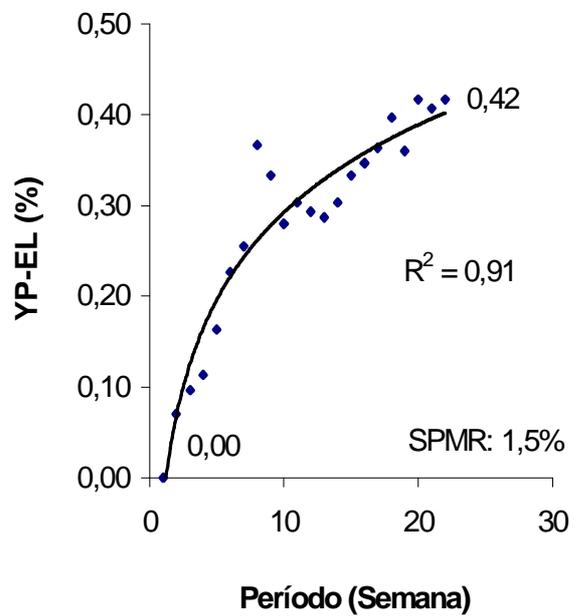
(e)



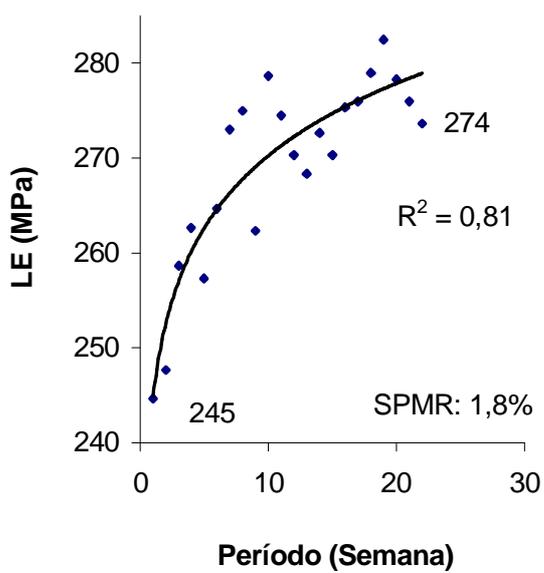
(f)



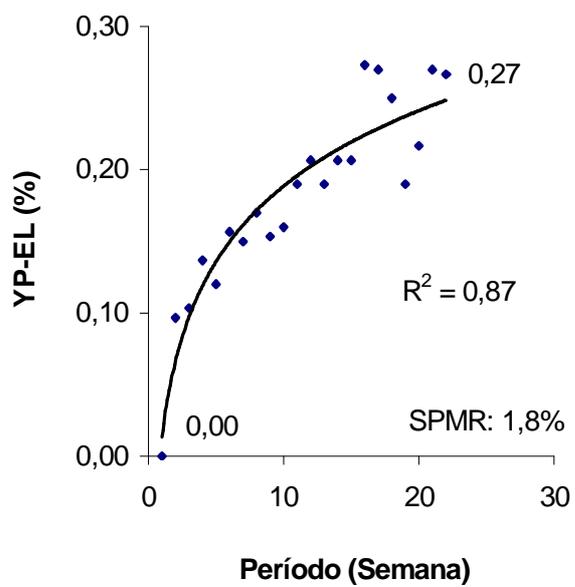
(g)



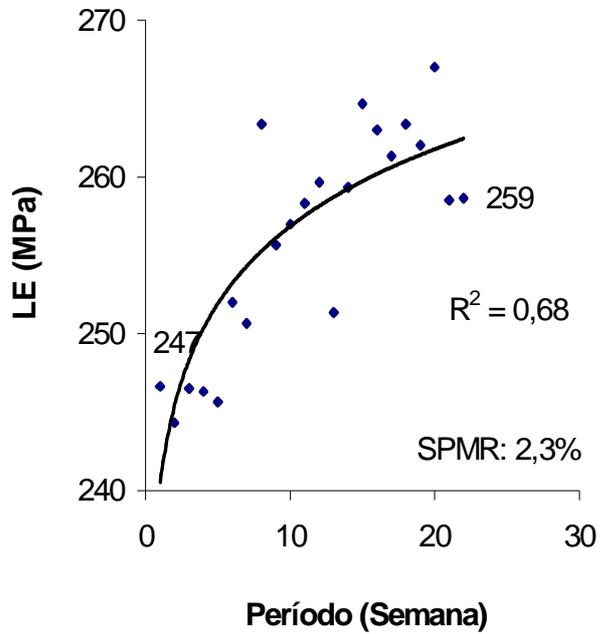
(h)



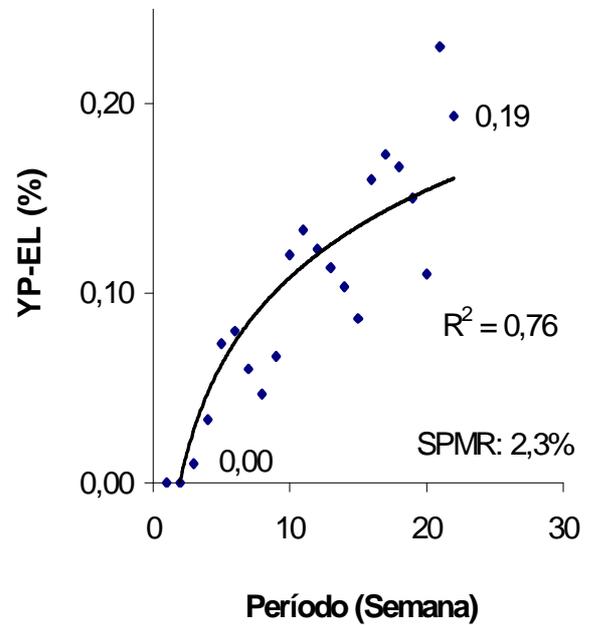
(i)



(j)



(k)



(l)

Figura 5.13 – Comportamento semanal do LE e do YP-EL para cada grau de deformação aplicado no laminador de encruamento: (a) SPMR 0,0% - LE; (b) SPMR 0,0% - YP-EL; ; (c) SPMR 0,5% - LE; (d) SPMR 0,5% - YP-EL; ; (e) SPMR 1,2% - LE; (f) SPMR 1,2% - YP-EL; ; (g) SPMR 1,5% - LE; (h) SPMR 1,5% - YP-EL; ; (i) SPMR 1,8% - LE; (j) SPMR 1,8% - YP-EL; ; (k) SPMR 2,3% - LE; (l) SPMR 2,3% - YP-EL

Considerando todos os gráficos apresentados na figura 5.13, observa-se:

1) Para todos os valores de SPMR avaliados, tanto a deformação no patamar de escoamento quanto o limite de escoamento tiveram a tendência em aumentar com o tempo, caracterizando a ocorrência do envelhecimento para todos os casos analisados. Deve-se destacar que mesmo quando o material apresentava YP-EL maior que zero, inclusive o aço com SPMR igual a 0,0%, houve um aumento do alongamento do patamar de escoamento e do LE. Este fato pode ser explicado por duas razões: a primeira considerando que, mesmo com o material não sofrendo deformação no laminador de encruamento, alguma deformação, não mensurável, é aplicada no material quando do seu processamento, sendo esta deformação causada pela a passagem do material por “rolos tensores”. A segunda razão seria o fato do material possuir, mesmo não sofrendo nenhuma deformação, discordâncias livres que, com o passar do tempo, serão ancoradas. Será visto adiante que, na verdade, o material com menor redução teve a maior tendência em envelhecer, confirmando os resultados obtidos no item 5.2.3.4.

2) Quanto maior o SPMR aplicado no laminador de encruamento, maior é o tempo para o aparecimento do limite de escoamento descontínuo e menor é a variação da deformação no patamar de escoamento com o tempo. Constata-se que, para os casos em que YP-EL foi igual a zero na semana 0, observou-se YP-EL diferente de zero já na primeira semana de avaliação, exceto o caso de SPMR igual a 2,3%, para o qual o material só apresentou limite de escoamento descontínuo a partir da semana 2. Este ponto pode ser melhor ilustrado observando as figuras 5.14 e 5.15. A figura 5.14 mostra a evolução da deformação no patamar de escoamento com o tempo para cada SPMR analisado, e a figura 5.15 relaciona $\Delta YP-EL$ (YP-EL semana 21 – YP-EL semana 0) com o valor de SPMR aplicado.

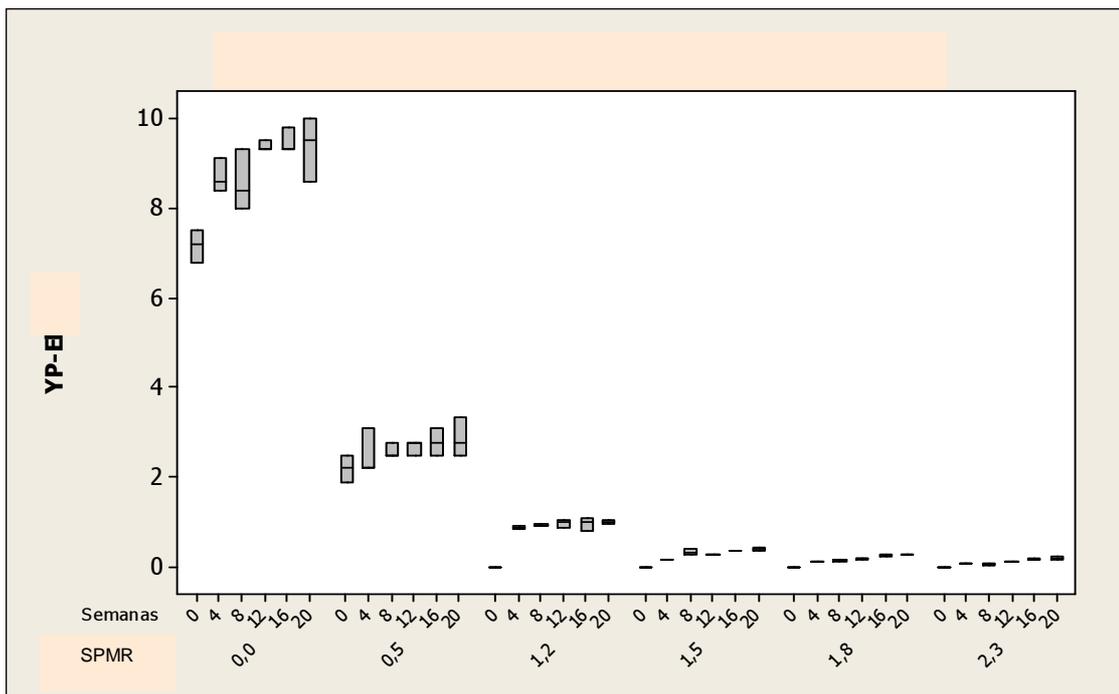


Figura 5.14 – Evolução da deformação do patamar de escoamento com o tempo para cada SPMR analisado

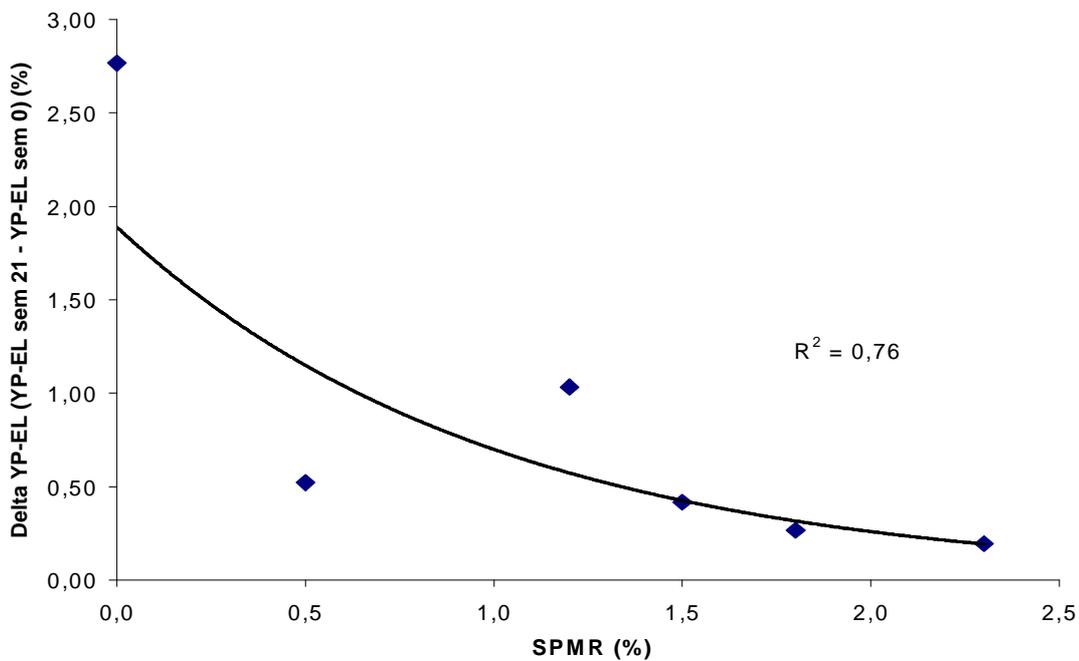


Figura 5.15 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de $\Delta YP-EL$

Nota-se nestas duas figuras que YP-EL cresce em maior proporção em materiais com menor grau de deformação.

Estas duas observações consideradas reforçam os resultados obtidos, quando da avaliação de simulação do envelhecimento de cada material, através do levantamento dos valores de AI (item 5.2.3.4).

Destaca-se que a figura 5.15 mostra variação semelhante de Δ YP-EL com uma deformação a frio que a encontrada por HUNDY (1956), figura 3.25.

A conclusão obtida, de que para maior grau de deformação aplicado no laminador de encruamento menor é a tendência do retorno e do aumento da deformação no patamar de escoamento, pode ser evidenciada pela densidade de deslocações de cada material, conforme COTTREL e BILBY (1949). Como todos os casos estudados foram oriundos de uma mesma corrida, pode-se inferir que todas as condições avaliadas apresentaram quantidades relativamente iguais de carbono e nitrogênio em solução sólida. O único parâmetro, relacionado ao fenômeno de envelhecimento, que variou para cada grau de deformação avaliado foi a densidade de deslocações presentes no material.

Pode-se inferir que, no caso de SPMR igual a 0,0%, existia uma certa quantidade de carbono em solução sólida (C_{ss}), uma outra de nitrogênio em solução sólida (N_{ss}) e uma certa densidade de deslocações. Neste caso, parte das deslocações se apresentavam “ancoradas” por C_{ss} e N_{ss} , enquanto o restante das deslocações encontravam-se livres, considerando a semana 0. Com o passar do tempo, parte destas deslocações livres são também aprisionadas diminuindo a quantidade de deslocações livres e, conseqüentemente, fazendo com que o material torne-se mais envelhecido.

Levando em consideração o material com SPMR igual a 0,5%, pode-se inferir que a quantidade de C e N em solução sólida é praticamente a mesma à encontrada no material com SPMR igual a 0,0%. Porém, a densidade de deslocações é maior. Pode-se então considerar que a parte das deslocações aprisionadas por C_{ss} ou N_{ss} seja semelhante à quantidade encontrada no aço com SPMR igual a 0,0%, enquanto a quantidade de deslocações livres seja maior. Com o passar do tempo, parte destas

deslocações livres são aprisionadas, provavelmente a mesma quantidade observada no caso de SPMR igual a 0,0%, porém a densidade de deslocações livres é maior quando comparada a material com SPMR igual a 0,0%.

Este raciocínio pode ser repetido sempre que comparado um valor de SPMR com outro de maior intensidade.

A figura 5.16 mostra a variação da diferença entre o limite de escoamento após envelhecimento e o limite de escoamento das amostras não envelhecidas, ΔLE , com o valor de SPMR.

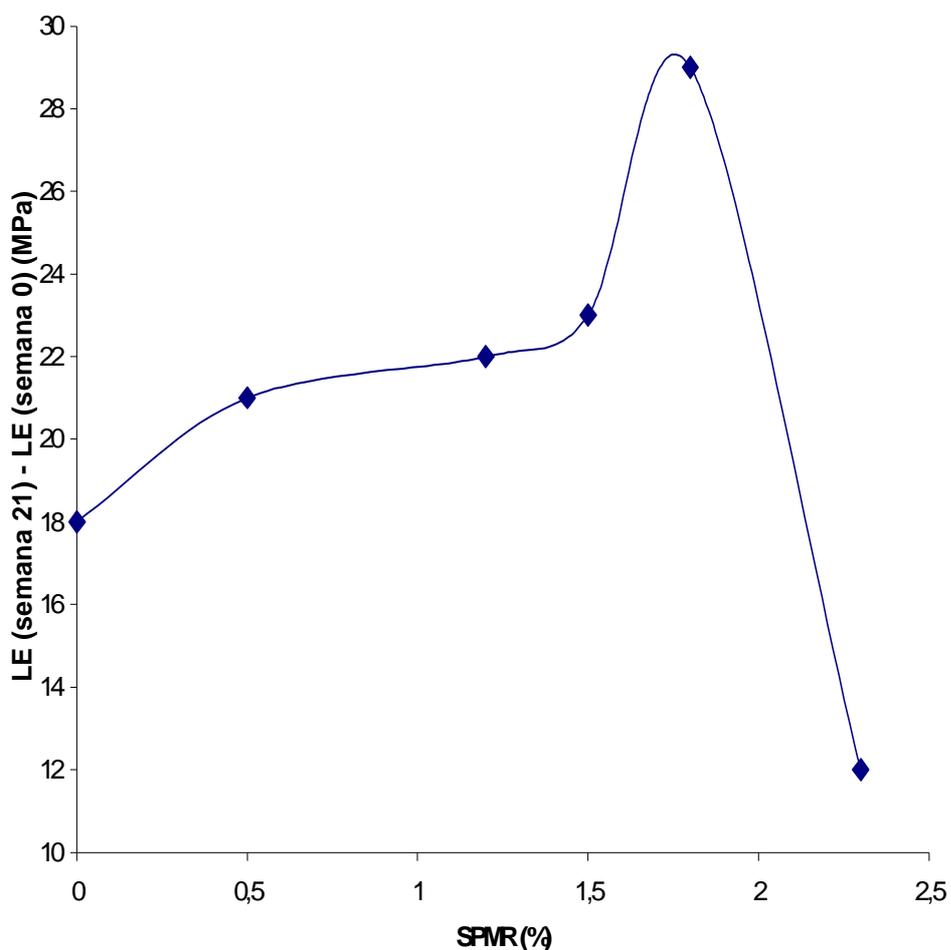


Figura 5.16 – Efeito do grau de deformação no laminador de encruamento no valor de ΔLE

Observa-se, na figura 5.16, que ΔLE não varia de forma semelhante que $\Delta YP-EL$ com SPMR. Esta figura se assemelha com as figuras 3.26 e 3.27 e 3.28 apresentadas por HUNDY (1956), HANCE (2003) e JEONG (1998), respectivamente. Deve-se destacar que estas figuras não apresentam a mesma condição de avaliação da figura 5.16. Em relação à figura 3.26 há uma diferença no processo de avaliação, sendo que HUNDY (1956) estudou o grau de deformação aplicado em um laminador a frio, enquanto que neste trabalho foi considerado o grau de deformação aplicado no laminador de encruamento. As figuras 3.27 e 3.28 correlacionam a pré-deformação à tração com o efeito BH, enquanto a figura 5.16 mostra o comportamento do ΔLE em função do SPMR aplicado. Porém acredita-se que as duas condições possam ser explicadas com base na discussão referente às figuras 3.25 a 3.27.

5.3 – Avaliação do projeto

Para analisar o melhor projeto em termos do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento, visando a produção regular do aço grau H220PD da norma EN10292, deve-se levar em consideração, em uma primeira avaliação, o comportamento dos materiais estudados com relação ao envelhecimento. Por isso foi definido, através dos resultados discutidos nos itens 5.2.3.4 e 5.2.3.5, o projeto que utilizou SPMR de 2,3% era o que deveria ser avaliado com mais critério com relação à sua capacidade em atender às propriedades do aço requerido.

A tabela V.8 mostra os valores requeridos de propriedades mecânicas pela norma EN10292 para o grau H220PD.

Tabela V.8 – Valores requeridos pela a norma EN10292 / grau H220PD

Aço	Propriedades Mecânicas requeridas				
	LE (MPa)	LR (MPa)	AL (%)*	R ₉₀	n ₉₀
H220PD	220 ~ 280	340 ~ 400	≥ 32	≥ 1,30	≥ 0,150

* Base de Medida: 80mm

A tabela V.9 mostra, para o aço produzido com SPMR igual a 2,3%, os resultados obtidos, logo após a produção do material (resultados obtidos na semana 0), dos parâmetros requeridos pela a norma.

Tabela V.9 – Propriedades mecânicas do aço com SPMR de 2,3% na semana 0

Aço	Propriedades Mecânicas Obtidas				
	LE (MPa) ($\bar{X} \pm s$)	LR (MPa) ($\bar{X} \pm s$)	AL (%) ($\bar{X} \pm s$)	R ₉₀ ($\bar{X} \pm s$)	n ₉₀ ($\bar{X} \pm s$)
H220PD	247 ± 1	366 ± 2	36 ± 2	1,88 ± 0.01	0,189 ± 0.002

Destaca-se que todos os valores atenderam a norma.

A figura 5.17 mostra todos os valores obtidos de limite de escoamento e de resistência, durante a avaliação semanal ocorrida para o aço com grau de deformação igual a 2,3%.

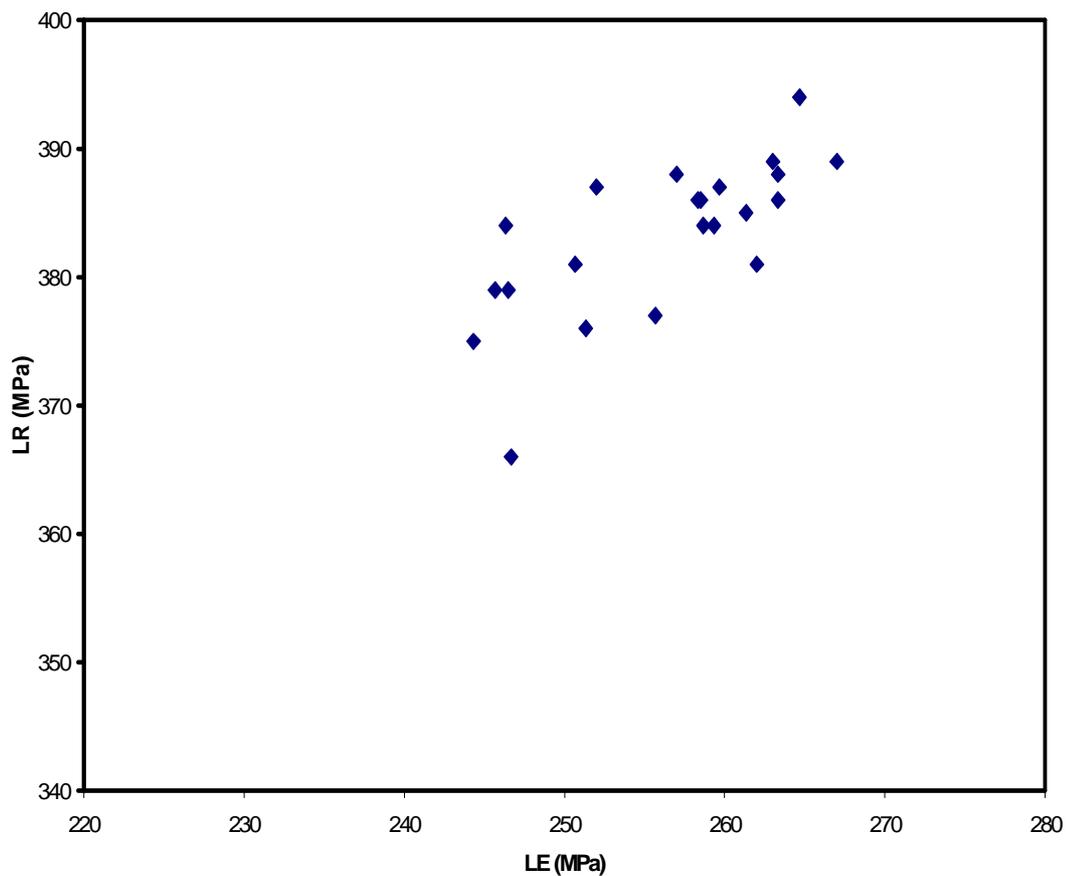


Figura 5.17 – Resultados obtidos de LE e LR durante as 22 semanas de avaliação do aço com SPMR igual a 2,3%

Observa-se que todos os resultados obtidos de LE e LR, considerando as 22 semanas de análises, tiveram resultados obedecendo os valores da norma para o grau avaliado.

A figura 5.18 mostra os valores de alongamento encontrados para cada semana avaliada, em função do limite de escoamento.

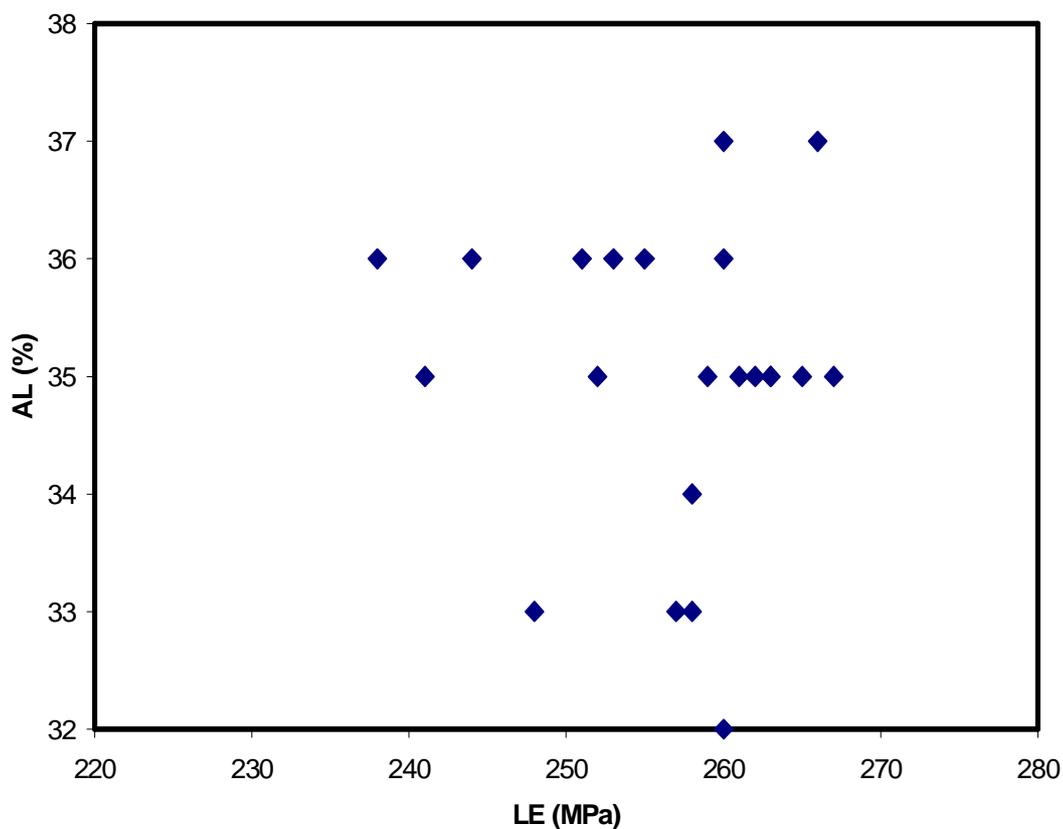


Figura 5.18 – Resultados obtidos de LE e AL durante as 22 semanas de avaliação do aço com SPMR igual a 2,3%

Observa-se que, para o alongamento, também não foi obtido valor fora da especificação da norma / grau em questão.

Apesar dos valores de propriedades mecânicas estarem de acordo com a norma, deve-se primeiramente avaliar se o material tem condições de ser aplicado como painel exposto, pois o aço em questão apresentou escoamento descontínuo. O que deve ser avaliado é se a deformação no patamar de escoamento, da ordem de 0,2%, é capaz de comprometer a estampagem do material, no que se refere ao aparecimento de linhas de distensão após estampagem.

Destaca-se que, para painéis internos, tal aço não tem nenhum comprometimento de utilização.

6 – CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas neste trabalho são:

- Os procedimentos executados mostraram bons resultados com relação ao atendimento à norma EN 10292, grau H220PD, sendo que o projeto utilizando SPMR igual a 2,3% mostrou-se o mais eficaz, já que os parâmetros requeridos por norma foram atendidos por este projeto, além dele ter sido o que apresentou maior resistência quanto ao envelhecimento;
- O aço estudado apresentou susceptibilidade ao envelhecimento, independente do grau de deformação avaliado, que o caracteriza como envelhecível;
- A possibilidade de aplicação deste aço em painéis expostos, considerando o mesmo fabricado com o projeto utilizando SPMR igual a 2,3%, deve ser melhor avaliada, já que houve o aparecimento de escoamento descontínuo após duas semanas de análise. Este parâmetro apresentou valor de 0,19% após 21 semanas;
- O aço estudado apresentou escoamento contínuo, logo após a sua produção, para SPMR igual ou superior a 1,2%;
- O aço apresentou comportamento mecânico semelhante com grau de deformação na laminação de encruamento entre 1,2% e 2,3% ;
- O aço estudado apresentou menor tendência de retorno do escoamento descontínuo e do aumento da deformação no patamar de escoamento para maiores reduções, aplicadas no material, no laminador de encruamento;
- O valor n_m diminui com o aumento do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento, enquanto o valor R_m não demonstrou esta tendência;
- Destaca-se a eficiência do ensaio “Aging Index”, que mostrou a mesma tendência de diminuição do envelhecimento com o aumento do SPMR quando se avaliou o material em temperatura ambiente.

7 – SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Estudar o comportamento da estampagem do aço estudado, enfatizando a avaliação da deformação no patamar de escoamento que acarreta no aparecimento de estrias na estampagem;

Comparação dos resultados obtidos neste trabalho, alterando a temperatura de bobinamento utilizada neste projeto, já que este parâmetro, conforme literatura, influencia no comportamento mecânico e no envelhecimento do aço;

Comparação dos resultados obtidos neste trabalho, alterando a temperatura de encharque utilizado neste projeto, já que este parâmetro, conforme literatura, influencia no comportamento mecânico e no envelhecimento do aço;

Reavaliação do material estudado utilizando graus de deformação no laminador de encruamento maiores que 2,3%.

8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALVAREZ, M.A.V. Effect of processing conditions on mechanical properties of a Ti interstitial free steel. *Steel Research International*, v.75, n.6, p.411-418. 2004

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, Rio de Janeiro. NBR5915; Chapas finas a frio de aço-carbono para estampagem. Rio de Janeiro, 2003. 6p.

BARBOSA, A. H. A., GONZALEZ, B.M. Influência do Teor de Carbono e das Condições de Recozimento Contínuo na Obtenção de Aços com Características de Bake Hardenability. SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS DA ABM,36,1999, Belo Horizonte. p.307-314.

CHEN, H.C., HWANG Y.S., Effects of Phosphorus and Boron on the Mechanical Properties of High – Strength Sheet Steel, *China Steel Technical Report*, no. 9, p.44-53. 1995

CHEN, J. K. Aging Behaviors of Low Carbon Steels. *China Steel Technical Report*, Taiwan, No 14, p. 23-28. 2000

COTTRELL, A. H., BILBY, B. Dislocation Theory of Yielding and Strain Aging of Iron, *Proc. Phys. Soc.*, 62 A, 49, 1949 .

DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. 3 ed. York: McGraw-Hill Book Company, 1986. 615p.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, Brussels. *EN10292*; Continuously hot-dip coated strip and sheet of steels with higher yield strength for cold forming – Technical delivery conditions. Brussels, 2004. 30p.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, Brussels. *EN10130*; Cold-rolled low carbon steel flat products for cold forming . Brussels, 1998. 11p.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION, Brussels. *EN10002*; Metallic materials – Tensile testing. Brussels, 2001. 56p.

FANG, X., FAN Z., RALPH B., EVANS P., UNDERHILL R. Effect of temper rolling on tensile properties of C-Mn steels, *Materials Science and Technology*, V.18, n.3, p.285-288.2002

GILMAN J.J. Debris Mechanism of Strain-Hardening. *Journal of Applied Physics*, V.33, p.2716,1962

GUTTMANN M. Diffusive Phase Transformations in Hot Dip Galvanizing, *Materials Science Forum*: V.155-156, p.527-548, 1994

HAYASHIDA T. , ODA M. , YAMADA T. , MATSUKAWA Y. , TANAKA J. Development and Applications of Continuous-Annealed Low-Carbon Al-Killed BH Steel Sheets. *High-Strength Steels for Automotive Symposium Proceedings*, v.36, Osaka. p 16-19, 1994

HANCE, B. M., LINK, T. M., HOYDICK, D. P. Bake Hardenability of Multiphase High-Strength Sheet Steels. *45th MWSP Conference Proceedings*, v.26, 2003

HUNDY B. B. The Strain-age Hardening of Mild Steel. *Metallurgia*. V.53, p.203, 1956

HUTCHINSON W. B. Development and Control of Annealing Textures in Low-Carbon Steels. *International Metals Reviews*. n°1, vol. 29, p. 25-42, 1984

JEONG, W. C. Effect of Prestrain on Aging and Bake Hardening of Cold Rolled, Continuously Annealed Steel Sheets. *Metallurgical and Materials Transactions* , V.29A, p.463-467, 1998

KATO C., KOUMURA H., UESUGI Y., MOCHIZUKI K. Influence of Phase Composition on Formability of Galvannealed Steel Sheet. The Physical Metallurgy of Zinc Coated Steel, *The Minerals, Metals & Materials Society*., p.241-249, 1993

LAKE, J.S.H. Control of Discontinuous Yielding by Temper Rolling. *Journal of Mechanical Working Technology*, v.12, p.35-66, 1985

LESLIE, W. C. *The Physical Metallurgy of Steels*, 1 ed., Auckland: McGraw-Hill International Book Company, 1982. 396p.

LOUREIRO, F. G. *Caracterização de aços IF ligados ao Ti*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1999. 85p. (Dissertação Mestrado em Engenharia Metalúrgica - CPGEM).

NAKAMORI, T., SHIBUYA, A. Effects of Galvannealing Conditions and Coating Weight on Powdering Resistance of Galvannealed Steel Sheet, *Corrosions-Resistant Automotive Sheet Steels*: Chicago, v.24-39, p.139-148,1988

OBARA T. , SAKATA K. , IRIE T. Effects of Heat Cycle and Carbon Content on the Mechanical Properties of Continuous-annealed Low Carbon Steel Sheets. *Kawasaki Steel Technical Report*, No 12. p.: 25-34, 1985

OKAMOTO, A., MIZUI, N. Effect of Cooling Condition of Hot Coil on the Recrystallization Texture Development During Rapid Annealing. *Metallurgy Society, AIME, Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel*. p.:139-149, 1985

PARGAMONOV, E A; NESTERENKO, A M; MAZUR, V. L. Influence of temper rolling conditions on mechanical properties and structure of low carbon steel. *Steel in the USSR*, N°6. p268-270, 1987

PEREIRA, J. F. B. *Cinética de Envelhecimento após Deformação de aço Baixo Carbono com pequenas Adições de fósforo, Silício e Manganês*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1986. 108p. (Dissertação Mestrado em Engenharia Metalúrgica - CPGEM).

PICKERING, F. B. *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, 1 ed., Essex: Applied Science Publishers, 1978. 275p.

PINTO, M. C. *Laminação a frio com pequenas reduções*. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1985. 98p. (Dissertação Mestrado em Engenharia Metalúrgica - CPGEM).

PRADHAN, R. High Strength/High Yield-Ratio Cold-Rolled Steels Produced by Continuous Annealing, *Journal of Metallurgy*, v. 13, p. 298-307, 1984.

RABELO, G. B. C. Avaliação Comparativa de Aços livres de Intertisciais e Aços Endurecíveis por Envelhecimento na Cura da Pintura da Classe de 220 MPa de Limite de Escoamento. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 1999. 123p. (Dissertação Mestrado em Engenharia Metalúrgica - CPGEM).

REED-HILL, R. E. *Princípios de Metalurgia Física*. 2 ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982. 775p.

ROWLAND, D. H. Metallography of Hot Dipped Galvanized Coatings. *Transactions of The A.S.M.* v.40, p.983-1111, 1948

TANIKAWA, K. et al. Strain Aging Properties of Extra-low Carbon Bake Hardenable Cold Rolled Steel Sheets. *NKK Technical Review*, Nº 72,p.: 33-38, 1995

THE AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, West Conshohocken, ASTM E 112-1996, Standard Test Methods for Determining Average Grain Size, West Conshohocken, 1996, 26p.

YASUHARA, E., SAKATA, K., KATO, T., HASHIMOTO, O. Effect of Boron on the Resistance to Secondary Working Embrittlement in Extra-Low-C Cold -Rolled Steel Sheet. *ISIJ International*, V. 34, p. 99-107, 1994