

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

Dissertação de Mestrado

“Efeito da Temperatura de Encharque no
Recozimento Contínuo e da Deformação
na Laminação de Encruamento sobre
as Propriedades Mecânicas de um Aço
Microligado Laminado a Frio”

Autor: Rogério Carlos Oliveira Fernandes
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Dezembro de 2007

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

Rogério Carlos Oliveira Fernandes

“Efeito da Temperatura de Encharque no Recozimento
Contínuo e das Deformações na Laminação de
Encruamento sobre as Propriedades Mecânicas de um Aço
Microligado Laminado a Frio”

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

Área de Concentração: Metalurgia de Transformação
Orientador: Prof. Paulo Roberto Cetlin

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2007

À Deus.

Aos meus inesquecíveis pais.

À Márcia pelo amor e companheirismo.

Aos meus filhos Fernanda e J. Guilherme pelo incentivo.

Aos meus irmãos e amigos pelo apoio.

Agradecimentos

As Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais (USIMINAS), nas pessoas de Marcelo Dantas Cypreste e Gileno Antônio de Oliveira pela oportunidade de realização deste projeto.

Ao Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo, pela orientação do projeto, dedicação, disponibilidade, paciência, sugestões apresentadas, conhecimento transmitido e grande companheirismo e amizade.

Ao Luiz Cláudio Meyer, por viabilizar o material para o experimento, pelo conhecimento transmitido, Emerson Guimarães Melo e Carlos Augusto Carvalhido pelo apoio e contribuições.

Ao Aldo Henrique de Almeida Barbosa, Odair dos Santos, Túlio Magno Fuzessy de Melo, João Francisco Batista Pereira e José Januário Zacarias da Gerência de Pesquisa e Desenvolvimento, pelo apoio e sugestões apresentadas.

Aos colegas equipe da laminação a frio da Usiminas, Jadir Campos Amaral, Kênia Atialane Fraga de Castro, Edson Fagundes, Cleber Guimarães dos Santos, Gustavo Nascimento Batista e Rodrigo Rocha, pela ajuda na realização do trabalho.

Ao Geraldo Magela Ávila de Paula e demais colegas das gerências de Ensaios Mecânicos, Controle Integrado e Microscopia, pelo apoio na realização do trabalho.

Meus agradecimentos ao Professor Paulo Roberto Cetlin pela dedicada orientação, disponibilidade, acompanhamento, preocupação, paciência e grande amizade.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	VII
LISTA DE TABELAS.....	XII
LISTA DE NOTAÇÕES.....	XIII
RESUMO.....	XVI
ABSTRACT.....	XVII
1 – INTRODUÇÃO.....	18
2 – OBJETIVOS.....	20
3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
3.1 – Aços microligados de alta resistência mecânica.....	21
3.2 – Mecanismos de endurecimento.....	23
3.2.1 – Endurecimento por solução sólida.....	23
3.2.2 – Endurecimento por refino de grão.....	24
3.2.3 – Endurecimento por precipitação.....	26
3.2.4 – Endurecimento por aumento da densidade de deslocamentos.....	27
3.3 – Efeito da composição química nas propriedades mecânicas.....	28
3.4 – Laminação a quente.....	32
3.4.1 – Temperatura de reaquecimento de placas.....	32
3.4.2 – Temperatura de acabamento.....	34
3.4.3 – Temperatura de bobinamento.....	34
3.5 – Laminação a frio.....	35
3.5.1 – Deformação a frio.....	37
3.5.2 – Recristalização de aços ao Nb.....	37
3.5.3 – Ciclo térmico do recozimento contínuo para o aço microligado.....	41
3.5.4 – Influência do encharque nas propriedades de tração.....	42
3.5.5 – Laminação de encruamento.....	45
3.5.5.1 – Limite de escoamento definido.....	45
3.5.5.2 – Supressão do patamar de escoamento definido.....	47
3.5.5.3 – Influência das deformações no encruamento sobre as propriedades de tração.....	48
4 – METODOLOGIA.....	54
4.1 – Material utilizado.....	54
4.2 – Processamento em escala industrial.....	55

4.2.1 – Laminação a quente.....	55
4.2.2 – Laminação a frio.....	56
4.3 – Amostragem e testes.....	60
5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	62
5.1 – Análise química das amostras processadas em escala industrial.....	62
5.2 – Caracterização microestrutural.....	63
5.3 – Propriedades mecânicas obtidas no processamento industrial.....	64
5.3.1 – Influência da temperatura de encharque nas propriedades mecânicas de tração.....	66
5.3.2 – Influência da temperatura de encharque no comprimento do patamar de escoamento (YPE).....	69
5.3.3 – Influência do SPM nas propriedades mecânicas do material e no comprimento do patamar de escoamento (YPE).....	75
5.3.4 – Considerações finais.....	83
6 – CONCLUSÕES.....	85
7 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS.....	87
8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	88
9 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	89

Lista de Figuras

Figura 3.1	- Relação entre alongamento e limite de escoamento de vários aços de baixa, alta e ultra alta resistência.....	22
Figura 3.2	- Efeito das adições de solutos no aumento do LE pelo mecanismo endurecimento por solução sólida.....	24
Figura 3.3	- Relação entre o tamanho de grão e limite de escoamento para aços microligados ao Nb.....	25
Figura 3.4	- Mecanismos de endurecimento em aços microligados (ARBL).....	26
Figura 3.5	- Contribuição dos mecanismos de endurecimento a) tamanho de grão (ΔY_{gs}) e b) precipitação (ΔY_{ppt}), em aços microligados ao Nb nas condições de laminado a quente e laminado a frio e recozido.....	27
Figura 3.6	- Efeito das adições de Nb e V no limite de escoamento de aços ARBL laminados a quente (temperatura de bobinamento 620°C).....	29
Figura 3.7	- Efeito da adição de Nb e V no limite de escoamento de aços ARBL laminados a frio (Temperatura de recozimento 760°C).....	30
Figura 3.8	- Efeito da adição de Ti nos limites de escoamento e resistência de aços ARBL laminados a frio (temperatura de recozimento 760°C).....	30
Figura 3.9	- Efeito da adição de Mn ao limite de escoamento em aço microligado ao Nb e Nb-V laminado a quente (temperatura de bobinamento 620°C).....	31
Figura 3.10	- Efeito da adição de Mn no limite de escoamento em aços ARBL, processados no recozimento contínuo, à temperatura de 815°C.....	31
Figura 3.11	- Produtos de solubilidade de vários carbonetos e nitretos na austenita.....	33
Figura 3.12	- Efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento de aços ARBL microligados com Nb, na condição laminado a quente, com diferentes concentrações de Mn.....	35

Figura 3.13 - Comparação entre os limites de escoamento de aços ARBL, nas condições laminado a quente e laminado a frio e recozido.....	36
Figura 3.14 - Efeito da deformação a frio e temperatura de recozimento no limite de resistência do microligado ao Nb.....	37
Figura 3.15 - Influência do teor de ligas na temperatura final de recristalização de aços ARBL, processados com diferentes níveis de deformação a frio.....	38
Figura 3.16 - Efeito da deformação a frio no limite de escoamento de aços contendo Nb, recozidos continuamente à uma temperatura de 760°C, por 1 min.....	38
Figura 3.17 - Comparação entre os efeitos dos recozimentos contínuo e em caixa no limite de escoamento de aços ARBL.....	40
Figura 3.18 - Efeito das adições de ligas na temperatura final de recristalização: (a) Nb e V; (b) Mn.....	40
Figura 3.19 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo na Usiminas.....	41
Figura 3.20 - Influência da temperatura e do tempo de encharque do aço ARBL da classe de 340 MPa de limite de escoamento mínimo, processado no recozimento contínuo: a) Limites de escoamento e resistência e b) Alongamento total.....	42
Figura 3.21 - Efeito da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de aços ARBL, com diferentes deformações a frio: (a) 70% e (b) 55%.....	43
Figura 3.22 - Efeito da temperatura de recozimento no limite de escoamento de aço microligado (0,03%Nb) e 70% de deformação a frio.....	44
Figura 3.23 - Efeito da temperatura de recozimento no alongamento total de aço microligado (0,03% Nb) e 70% de deformação a frio e tempo de recozimento 1 min.....	44
Figura 3.24 - Comportamento típico do limite de escoamento descontínuo.....	46
Figura 3.25 - Interação entre solutos e deslocamentos.....	47

Figura 3.26 - Propagação das bandas de deformações.....	48
Figura 3.27 - Variação do limite de escoamento e da extensão do patamar de escoamento de um aço acalmado ao alumínio, submetido a níveis crescentes de redução no SPM.....	49
Figura 3.28 - Efeito do SPM no LE de um aço dual phase 0,05%C, recozido continuamente após 599°C de “overaging” por 1 minuto (temperatura de encharque 816°C por 1 minuto).....	50
Figura 3.29 - Limite de escoamento (símbolos fechados) e deformações no patamar de escoamento (símbolos abertos) em função do grau de deformação aplicado no laminador de encruamento de um aço capeado (C:0,06%, Mn:0,33%, S:0,017%, N:0,002%).....	50
Figura 3.30 - Mudanças da deformação no patamar de escoamento e do limite de escoamento com aumento de deformações no SPM.....	51
Figura 3.31 - Espaçamento das bandas de Lüders em função das deformações no SPM para um aço capeado de composição química (C:0,06%, Mn: 0,33%, S: 0,017%, N: 0,002%).....	52
Figura 4.1 - Condições de processamento na laminação a frio.....	54
Figura 4.2 - Fluxo produtivo da laminação a quente.....	55
Figura 4.3 - Formação das bobinas para laminação a frio.....	56
Figura 4.4 - Desenho esquemático do PLTCM.....	57
Figura 4.5 - Desenho esquemático do CAPL.....	58
Figura 4.6 - Ciclo térmico do aço ARBL no CAPL.....	58
Figura 4.7 - Representação do processamento experimental no CAPL (os valores representados em percentual referem-se a deformações aplicadas no encruamento, escolhidos intencionalmente para mostrar o comportamento do YPE deste aço).....	59
Figura 5.1 - Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminado a frio e recozido continuamente, sem deformações no SPM, nas temperaturas de encharque de 730°C, 750°C e 770°C. Ataque Nital 4%. Aumento 1000X...	63

Figura 5.2	- Comparação entre os limites de escoamento e resistência, nas condições de laminado a quente e laminado a frio e recozido continuamente.....	66
Figura 5.3	- Influência da temperatura de encharque do recozimento contínuo nos valores de LE e LR.....	67
Figura 5.4	- Influência da temperatura de encharque no recozimento contínuo nas variações do alongamento total.....	67
Figura 5.5	- Influência da temperatura de encharque na relação elástica	69
Figura 5.6	- Comportamento do patamar de escoamento sob influência das variações de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – deformação SPM: 0,0%.....	70
Figura 5.7	- Comportamento do patamar de escoamento sob influência das variações de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – deformação SPM: 0,7%.....	71
Figura 5.8	- Comportamento do patamar de escoamento sob influência das variações de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – deformação SPM: 1,2%.....	72
Figura 5.9	- Comportamento do patamar de escoamento sob influência das variações de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – deformação SPM: 1,7%.....	73
Figura 5.10	- Comportamento do patamar de escoamento sob influência das variações de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – deformação SPM: 2,7%.....	74
Figura 5.11	- Influência das deformações no SPM no a) limite de escoamento e b) Variações no YP-EL, para temperatura de encharque de 730°C.....	76
Figura 5.12	- Influência das deformações no SPM no a) limite de escoamento e b) Variações no YP-EL, para temperatura de encharque de 750°C.....	77
Figura 5.13	- Influência das deformações no SPM no a) limite de escoamento e b) Variações no YP-EL, para temperatura de encharque de 770°C.....	78

Figura 5.14 - Influência das deformações de encruamento no limite de escoamento do aço ARBL 340 MPa de limite de escoamento mínimo.....	79
Figura 5.15 - Influência das deformações no SPM na razão elástica e no alongamento total, para temperatura de encharque de 730°C.....	80
Figura 5.16 - Influência das deformações no SPM na razão elástica e no alongamento total, para temperatura de encharque de 750°C.....	81
Figura 5.17 - Influência das deformações no SPM na razão elástica e no alongamento total, para temperatura de encharque de 770°C.....	82

Lista de Tabelas

Tabela IV.1 - Faixa de composição típica de um aço ARBL-Nb laminado a frio (% peso).....	54
Tabela IV.2 - Níveis de deformação na laminação de encruamento.....	59
Tabela IV.3 - Amostragens e testes.....	61
Tabela V.1 - Resultados de análise química (% peso).....	62
Tabela V.2 - Resultados de análise química do aço como laminado a quente (% peso).....	62
Tabela V.3 - Valores do tamanho médio de grão ferrítico (d) na condição de laminado a frio e recozido continuamente, nas temperaturas de 730°C, 750°C e 770°C.....	64
Tabela V.4 - Valores de propriedades mecânicas em tração e tamanho médio de grão ferrítico na condição de laminado a quente.....	64
Tabela V.5 - Valores de propriedades mecânicas em tração no aço como laminado a frio em função da temperatura de encharque no recozimento contínuo e deformações no SPM.....	65
Tabela V.6 - Valores garantidos de composição química para grau ZSTE 340 (% em massa).....	83
Tabela V.7 - Valores garantidos de propriedades mecânicas em tração para o grau ZSTE 340.....	83

Lista de Notações

AA = Aço acalmado ao alumínio

AHSS = aços de alta resistência de última geração ou avançados

AL = Alongamento total

Al = Alumínio

AlN = Nitreto de alumínio

ARBL = Alta resistência e baixa liga

Ar3 = Temperatura início de transformação da austenita para ferrita no resfriamento

BFs = Bobinas a frio

BH = “Bake Hardening” – Endurecimento por cura da pintura

BM = Base de medida

BN = Nitreto de boro

BQs = Bobinas a quente

C = Carbono

CAPL = “Continuous annealing processing line” – Linha de recozimento contínuo

CMn = Aços carbono-manganês

cp = Corpo de prova

CP = Aços de fases complexas

Cr = Cromo

d = Tamanho de grão ferrítico = diâmetro médio dos grãos ferríticos

DP = “Dual Phase” - Aços de dupla fase ou bifásicos

Fe = Ferro

HGJC = Sistema de resfriamento de jato de gás a alta pressão

HN = Mistura de gás hidrogênio e nitrogênio

HSS = Aços de alta resistência convencionais

IF = “Interstitial Free” - Aços livres de elementos intersticiais

IF-HS = Aços livres de elementos intersticiais de alta resistência

IS = Aços isotrópicos

YP = YPE = YP-EL = Patamar de escoamento

Ky = Fator associado à eficácia dos contornos de grão no endurecimento

LE = σ_e = Limite de escoamento

LR = σ_r = Limite de resistência

LE/LR = Razão elástica

Mart = Aços martensíticos

Mild = Aços carbono comum

Mn = Manganês

N = Nitrogênio

Nb = Nióbio

Nb(CN) = Carbonitreto de nióbio

NbN = Nitreto de nióbio

P = Fósforo

PLTCM = “Pickling Line Tandem Cold Mill” – Sistema integrado de decapagem e laminador a frio

PS = Aços refosforados

Rf = Temperatura fim de recristalização

S = Enxofre

Si = Silício

Sn = Estanho

SPM = “Skin Pass Mill” – Laminador de encruamento

Ti = Titânio

TiC = Carboneto de titânio

TRIP = “Transformation Induced Plasticity” - Aços com transformação de fase induzida por deformação

UBC = Ultra baixo carbono

UHSS = Aços ultra resistentes

ULSAB = “Ultra Light Steel Auto Body” – Carroceria de automóveis ultra leve feita de aço

V = Vanádio

VC = Carboneto de vanádio

VN= Nitreto de vanádio

Δy_{gs} = Variação da resistência mecânica associada ao refino de grão ferrítico

Δy_{ppt} = Variação da resistência mecânica associada ao endurecimento por precipitação

σ_1 = Tensão de atrito que se opõe ao movimento das deslocações

σ_f = Tensão de fluxo

σ_o = Tensão de fluxo devido a outros mecanismos de endurecimento

ρ = Densidade de deslocações

Resumo

A obtenção de propriedades mecânicas adequadas dos aços de alta resistência depende tanto da composição química quanto das condições de processamento industrial. No caso específico dos aços ARBL (alta resistência e baixa liga), a importância das variáveis operacionais torna-se ainda mais significativa, em função da multiplicidade de mecanismos de endurecimento envolvidos (solução sólida, precipitação, refino de grão e densidade de deslocamentos).

Neste trabalho foram avaliadas as influências das condições de processamento no recozimento contínuo (temperatura de encharque e deformações no encruamento) na produção de aços ARBL microligados com nióbio, da classe de 340 MPa de limite de escoamento mínimo.

Para tanto, foram realizados três diferentes ciclos de encharque no recozimento contínuo e cinco níveis de deformações no laminador de encruamento (SPM). Os resultados indicam que as propriedades em tração são afetadas significativamente tanto pelas condições de encharque quanto pelas deformações no SPM, principalmente os valores de limite de escoamento e alongamento total.

ABSTRACT

The obtainment of adequate mechanical properties in high strength steels depends as much on the chemical compositions as on the process variables. In the specific case of HSLA (high strength low alloy) steels, the importance of the process variables is even more significant, because of the several strengthening mechanisms involved (solid solution, precipitation, grain refinement and dislocation density).

This study investigates the influence of soaking temperature in the continuous annealing process and elongation in the skin pass mill (SPM) on the mechanical properties of a HSLA steel, microalloyed with niobium, of the class of 340 MPa minimum yield stress.

Three different thermal cycles and five levels of elongation at SPM were evaluated. The results indicate that the mechanical properties of this steel are significantly affected as much by the soaking conditions as by the SPM elongation, mainly the yield stress and the total elongation.

1 - INTRODUÇÃO

O segmento automotivo é um dos principais setores consumidores de aços planos, tanto em função do alto volume de aço quanto pelo grau de exigência e especificidade. A constante mudança nas características requisitadas dos materiais utilizados resulta em aprimoramentos, inovações de processos e produtos fornecidos pelas siderúrgicas⁽¹⁾.

Nas últimas décadas, além da redução de peso do veículo, novas exigências vêm sendo enfatizadas, relativas ao aumento do conforto e segurança dos passageiros, à preocupação ecológica, tanto no que se refere à reciclabilidade dos materiais utilizados na confecção do automóvel quanto ao nível de poluição causada pelos motores de combustão interna⁽²⁾. Como consequência, a indústria automobilística e as siderúrgicas têm buscado por materiais ecológicos que apresentem elevado desempenho estrutural (resistência mecânica versus peso próprio). Devido à questão ambiental, o uso dos plásticos e de fibras sintéticas vem sofrendo uma série de restrições, abrindo espaço para manutenção e recuperação do aço como principal material utilizado na construção de carrocerias⁽³⁾.

Desde o início da década de 70, com a primeira crise do petróleo, as siderúrgicas iniciaram estudos para a produção de aços de mais alta resistência mecânica, com boas características de conformabilidade⁽²⁾. No início da década de 90 desenvolveu-se o ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body), um projeto da criação de uma carroceria de automóveis ultraleve, feita de aço, desenvolvido por usinas siderúrgicas de 18 países, cujos resultados estão sendo extremamente positivos, tanto em termos ambientais quanto econômicos e, sobretudo, no desenvolvimento de novos produtos⁽⁴⁾.

Dentre as várias opções relativas a aços de alta resistência, situa-se a família de aços alta resistência e baixa liga (ARBL), produzidos preferencialmente através das linhas de recozimento contínuo, em função de melhor uniformidade de propriedades, planicidade e limpeza superficial. Esses aços apresentam limite de escoamento entre 250 e 650 MPa⁽⁴⁾, são soldáveis e de boa resistência mecânica, tenacidade, ductilidade e caracterizam-se por adições de pequeno percentual de nióbio, vanádio e/ou titânio⁽⁵⁾. O nível de resistência mecânica do produto laminado a frio é conseguido pela obtenção de um tamanho de grão ferrítico extremamente fino, associado ao

mecanismo de precipitação de carbonitreos formados por esses elementos e complementado pela adição de fósforo (P), manganês (Mn) e/ou silício (Si), que provocam um endurecimento adicional por solução sólida⁽⁶⁾. Contudo, a adição de ligas é limitada por aumentar a temperatura de recristalização, o que exige elevadas temperaturas de encharque no recozimento.

Para produção do ARBL no recozimento contínuo é necessário utilizar altas temperaturas de encharque; portanto, o consumo de energia e deterioração de equipamentos utilizados para o aquecimento da atmosfera do forno são maiores, elevando os custos de produção. Uma alternativa, para minimizar estes custos, seria avaliar o efeito dos fatores temperatura de encharque e deformação no encruamento, que produzam o melhor desempenho do aço.

A temperatura de encharque exerce grande influência sobre as propriedades mecânicas do aço ARBL como laminado a frio. Nesta etapa, o aumento da temperatura provoca queda no limite de escoamento e de resistência, além de aumentar o valor do alongamento total.

Já a deformação no encruamento, parâmetro também de grande relevância para uma boa predição das propriedades mecânicas, além de influenciar principalmente os valores de limite de escoamento, atua na eliminação do patamar de escoamento presente nestes aços, patamar este indesejável nas aplicações de conformação. Portanto, é fundamental a escolha apropriada da deformação no encruamento.

Neste contexto, foram estudados os efeitos tanto da temperatura de encharque quanto da deformação de encruamento sobre as propriedades mecânicas finais de um aço ARBL microligado com Nb, da classe de 340 MPa de limite de escoamento mínimo, laminado a frio e recozido continuamente. Visou-se determinar as melhores práticas operacionais, buscando um ponto ótimo entre a produção, qualidade e custo, para fabricação desse aço.

2 – OBJETIVOS

Avaliar a influência de parâmetro de processamento no recozimento contínuo, em três diferentes níveis de temperatura de encharque e na laminação de encruamento, em seis níveis de deformação, sobre as propriedades mecânicas de aço microligado ao nióbio, da classe 340 MPa de limite de escoamento mínimo, laminado a frio e recozido continuamente.

3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 – Aços microligados de alta resistência mecânica

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) constituem uma das classes mais importantes dos materiais de engenharia, assumindo um papel de destaque nas indústrias automobilística, civil, naval e petrolífera⁽⁷⁾.

A adição de elementos de liga com forte afinidade pelo carbono e/ou nitrogênio, como titânio (Ti), nióbio (Nb) e vanádio (V), juntamente com um processo termomecânico controlado, proporciona a esses aços elevados níveis de resistência mecânica e tenacidade⁽⁸⁾.

Os microligantes promovem diferentes efeitos sobre a microestrutura. O Ti forma carbonitretos estáveis a altas temperaturas, que contribuem no controle do crescimento de grão austenítico anterior ao processamento termomecânico. O Nb possui uma solubilidade intermediária e forte influência sobre a cinética de recristalização, que resulta usualmente no refino de grão ferrítico após a transformação de fase. O V é o elemento cujos carbonitretos apresentam maior solubilidade, sendo normalmente adicionados para promover o endurecimento da matriz ferrítica por precipitação⁽⁸⁾.

No passado, a demanda por aços de alta resistência era quase que exclusivamente restrita a produtos laminados a quente. Somente na década de 1970 é que se iniciou a produção dos materiais laminados a frio visando, principalmente, o atendimento às exigências de segurança e redução de peso dos veículos, impostas pela indústria automobilística⁽³⁾.

As siderúrgicas atualmente disponibilizam a seus clientes uma variedade de tipos de aços com baixa, alta e ultra alta resistência mecânica, que melhor atendem aos requisitos de resistência associados à conformação, como pode ser observado através da figura 3.1.

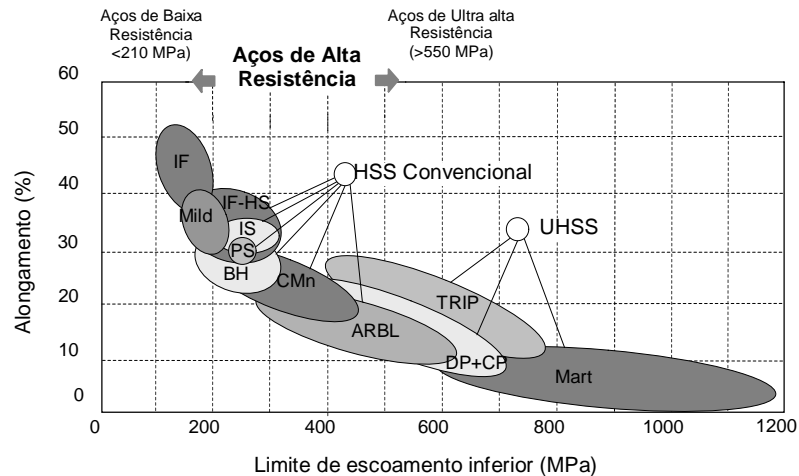


Figura 3.1 – Relação entre alongamento e limite de escoamento de vários aços de baixa, alta e ultra alta resistência⁽⁴⁾.

A figura 3.1, adaptada do consórcio ULSAB, mostra os tipos e classificação dos aços em função da resistência mecânica e ductilidade, atualmente à disposição da indústria automotiva. Dentro desta classificação estão os aços de menor resistência mecânica, caracterizados pelo limite de escoamento inferior a 210 MPa, associados à maior ductilidade, adequados à estampagem. Em outro extremo do gráfico, observam-se os aços de ultra alta resistência (Ultra High Strength Steels – UHSS) com limite de escoamento superior a 550 MPa e, entre estas duas classes, os de alta resistência convencionais (High Strength Steels – HSS) onde está inserida a família dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)⁽⁴⁾. A classe de 340 MPa de limite de escoamento mínimo, microligado ao Nb laminado a frio, é assunto deste estudo.

Os aços ARBL possuem limite de escoamento entre 250 e 650 MPa⁽⁴⁾, com razão elástica (LE/LR) entre 0,75 a 0,85, microestrutura ferrita-perlita e adições de elementos microligantes como Nb, Ti ou V que, combinados com o carbono (C) e/ou nitrogênio (N), precipitam formando partículas de segunda fase, ou ficam em solução sólida, promovendo um aumento da resistência mecânica. São aços de teores de carbono entre 0,04 e 0,08%, conforme norma SEW094:1987, e o nível de resistência mecânica é conseguido por um tamanho de grão extremamente fino, associado à precipitação de carbonitretos e um endurecimento adicional por solução sólida através da adição de fósforo (P), manganês (Mn) e silício (Si)⁽⁹⁾. Vários graus destes produtos estão sendo produzidas através do recozimento contínuo, associando resistência, conformabilidade e qualidade superficial⁽¹⁰⁾.

As propriedades mecânicas dos aços ARBL laminados a frio e recozidos são determinadas não só pela composição química mas também pelos parâmetros de processamento tais como redução a frio, temperatura de recristalização no recozimento, em caixa ou contínuo, e deformações no passe de encruamento. Estes principais parâmetros influenciam diretamente na microestrutura e nas propriedades mecânicas destes aços. Além disso, o controle de temperaturas na laminação a quente também mostra uma influência significativa nas propriedades finais da tira laminada a frio⁽¹¹⁾.

3.2 – Mecanismos de endurecimento

As propriedades mecânicas dos aços ARBL resultam de diferentes mecanismos de endurecimento envolvidos durante sua fabricação⁽¹²⁾. Os mecanismos utilizados para esses aços são a solução sólida, refino de grão, precipitação de segunda fase e o endurecimento por deslocamentos.

3.2.1 – Endurecimento por solução sólida

O endurecimento por solução sólida é obtido através de átomos de soluto, que permanecem em solução numa rede de solvente. Tais elementos aumentam tanto o limite de escoamento quanto o de resistência e o efeito depende largamente da diferença de tamanho atômico entre o elemento e o ferro. As concentrações dos solutos afetam diretamente a resistência dos materiais⁽¹³⁾.

A explicação de como a resistência do metal puro é aumentada pela presença em solução de outro elemento é baseada em mecanismos que dificultam a movimentação das deslocamentos no interior do cristal, exigindo assim maior tensão para ser realizada⁽¹⁴⁾.

Para os aços endurecíveis por solução sólida os elementos geralmente utilizados são o fósforo (P), silício (Si) e manganês (Mn), face às suas elevadas taxas de aumento do limite de escoamento de aços de baixo carbono, conforme pode ser visto na figura 3.2⁽¹³⁾.

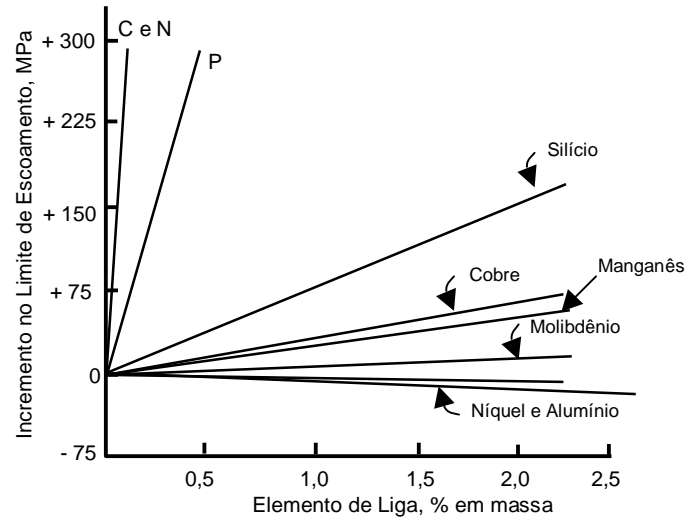


Figura 3.2 - Efeito das adições de solutos no aumento do LE pelo mecanismo de endurecimento por solução sólida⁽¹³⁾.

3.2.2 – Endurecimento por refino de grão

O tamanho de grão, ou diâmetro médio de grão, em um metal policristalino influencia as suas propriedades mecânicas. Um material com granulação fina é mais resistente do que um material que possui granulação grosseira, uma vez que o primeiro possui uma maior área total de contorno de grãos para dificultar o movimento das deslocações⁽¹⁵⁾.

Hall e Petch⁽¹⁴⁾ determinaram uma relação empírica entre o limite de escoamento de vários metais e ligas com o tamanho de grão (d), dada pela equação 3.1:

$$\sigma_e = \sigma_1 + K_y \cdot d^{-1/2}, \quad (\text{eq. 3.1})$$

onde: σ_e é o limite de escoamento; σ_1 é a tensão de atrito que se opõe ao movimento das deslocações; K_y , é um fator que fornece a medida do bloqueamento das deslocações pelos contornos de grão e d é o diâmetro médio dos grãos.

Goodman⁽¹⁰⁾ confirma a equação de Hall-Petch, mostrando o efeito do tamanho de grão ferrítico no limite de escoamento de aços microligados ao Nb, conforme observado na figura 3.3.

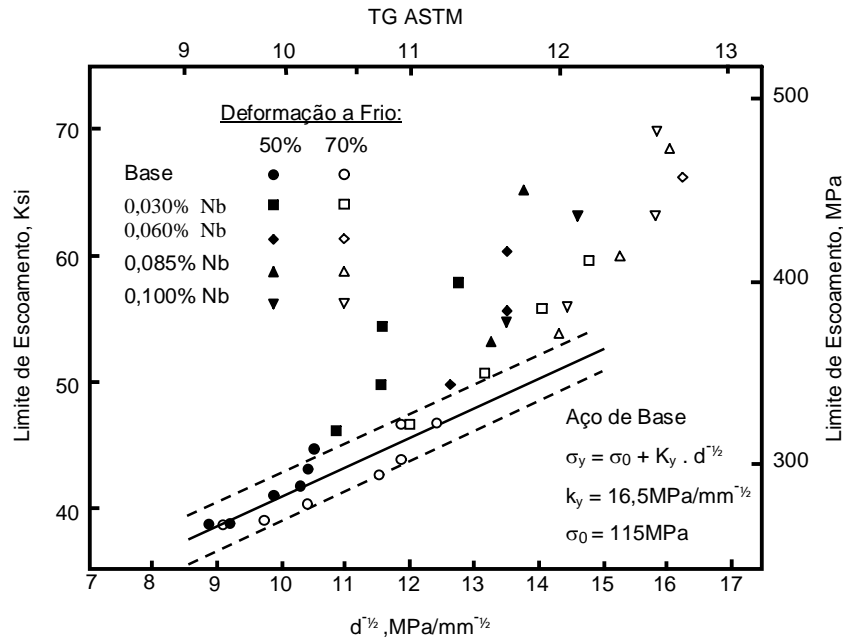


Figura 3.3 – Relação entre o tamanho de grão e limite de escoamento para aços microligados ao Nb⁽¹⁰⁾.

O ganho de resistência verificado nos aços ARBL laminados a quente é também associado ao refino de grãos ferríticos, pela habilidade das partículas de precipitados em retardar a recristalização da austenita e, por conseqüência, o seu crescimento, resultando em grãos mais finos.

Já nos laminados a frio, refinadores de grãos, como por exemplo Nb, V e Ti nos aços carbono, agem no tamanho de grão de ligas recristalizadas após a laminação a frio, não deixando que os grãos cresçam muito.

O Nb destaca-se devido à sua influência nos limites de escoamento e resistência, predominantemente por refino de grão comparado aos outros microligantes, Ti e V, cujo endurecimento por precipitação é predominante, conforme pode ser visualizado através da figura 3.4⁽¹⁶⁾.

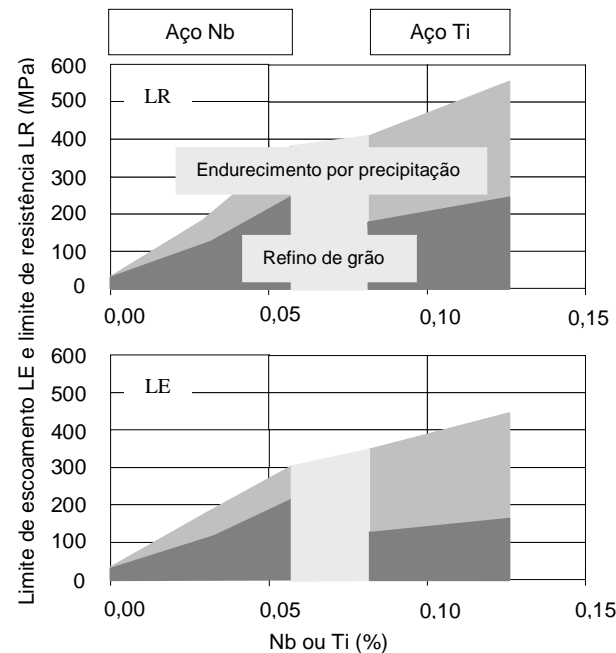


Figura 3.4 – Mecanismos de endurecimento em aços microligados ARBL⁽¹⁶⁾.

3.2.3 – Endurecimento por precipitação

Os precipitados são obstáculos que modificam as propriedades mecânicas do material, por restringirem o movimento das deslocações durante a deformação plástica. Esse mecanismo aumenta consideravelmente o limite de escoamento do material, elevando a razão elástica (LE/LR). Neste caso, o aumento da resistência dependerá de fatores como espaçamento, tamanho, forma, quantidade, distribuição e coerência destas partículas⁽¹⁴⁾.

Aços ao Nb, caso sejam aquecidos a mais alta temperatura de austenitização, também endurecem por precipitação, em que mais carbonitretos de nióbio Nb(CN) sejam dissolvidos, para precipitarem posteriormente durante a laminação a quente, mantendo o fino tamanho de grão tanto da austenita quanto na subsequente transformação ferrítica.

Já na condição de laminado a frio e recozido continuamente, conforme figura 3.5, o aumento no teor de Nb promove aumento da resistência, principalmente pelo mecanismo de endurecimento por precipitação (ΔY_{ppt}), uma vez que a contribuição por

tamanho de grão (ΔY_{gs}) se manteve constante, na temperatura de encharque testada⁽¹⁷⁾.

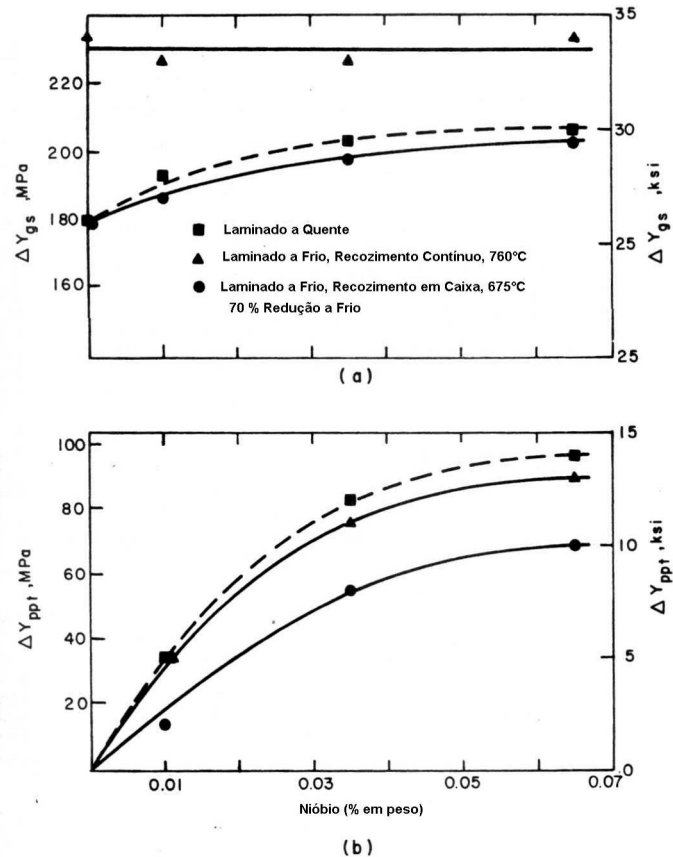


Figura 3.5 – Contribuição dos mecanismos de endurecimento a) tamanho de grão (ΔY_{gs}) e b) precipitação (ΔY_{ppt}), em aços microligados ao Nb nas condições de laminado a quente e laminado a frio e recozido⁽¹⁷⁾.

3.2.4 – Endurecimento por aumento da densidade de deslocações

O contorno de grão, além de funcionar como barreira ao movimento de deslocações, pode ser também uma fonte de geração de deslocações, podendo assim promover o aumento de sua densidade⁽¹⁸⁾.

A tensão necessária para manter um material deformado plasticamente é denominada tensão de fluxo σ_f . A σ_f correlaciona-se com o aumento da densidade de deslocações, conforme equação 3.2⁽¹³⁾:

$$\sigma_f = \sigma_0 + K \cdot \rho^{-1/2}, \quad (\text{eq. 3.2})$$

onde σ_f é tensão de fluxo, σ_0 é a tensão de fluxo relacionada a outros mecanismos de endurecimento, k é uma constante dependente do módulo de cisalhamento e do vetor de Burgers e ρ é a densidade de deslocações.

No caso dos aços laminados a frio, esse mecanismo, é importante porém acarreta perda de ductilidade e por esse motivo os aços nessa condição são geralmente recozidos.

Para os aços recozidos e encruados no SPM (Skin Pass Mill), o parâmetro controlador do fenômeno da deformação é a densidade de deslocações móveis, cuja abordagem completa está apresentada no item 3.5.5.

3.3 - Efeito da composição química nas propriedades mecânicas

O efeito da composição química está ligado aos mecanismos de endurecimento por precipitação e refino de grãos, através dos microligantes, tais como Nb, Ti, V, em associação com o endurecimento por solução sólida devido às adições de P, Si, Mn⁽⁶⁾.

O aumento do LE dos aços ARBL laminados a quente em decorrência das adições de Nb e V pode ser visto através da figura 3.6. Isto se deve não apenas ao endurecimento por precipitação, motivado pela maior fração volumétrica de precipitados, mas também ao refinamento de grãos ferríticos, dada habilidade das partículas de precipitados em retardar a recristalização da austenita⁽⁶⁾.

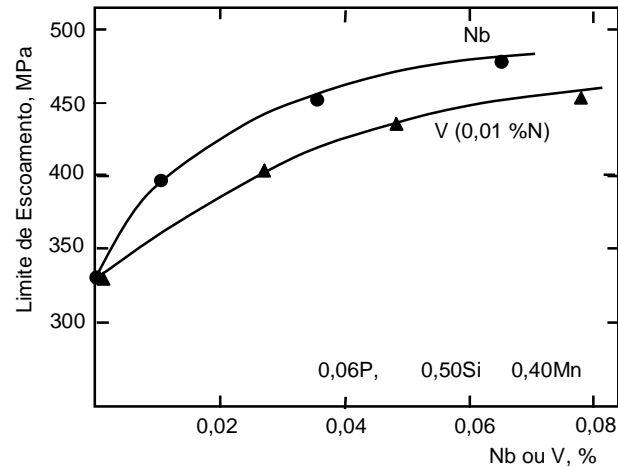


Figura 3.6 - Efeito das adições de Nb ou V no limite de escoamento de aços ARBL laminados a quente (temperatura de bobinamento 620°C)⁽⁶⁾.

O refino de grão faz com que a resistência mecânica destes materiais seja altamente dependente da fração volumétrica dos precipitados, e conseqüentemente, das concentrações destes elementos⁽¹⁹⁾.

Na condição do aço laminado a frio e recozido continuamente, o papel dos microligantes é similar àquele desempenhado no laminado a quente, via endurecimento por precipitação e refino de grão. Contudo, devido ao processo de recristalização no recozimento (em caixa ou contínuo), que é necessário após a laminação a frio, o valor absoluto resultante do endurecimento é significativamente inferior ao obtido na condição de laminado quente, para a mesma composição química^(16,20), dependendo basicamente das condições operacionais na laminação a frio, que são bastante dependentes dos ciclos térmicos no recozimento, conforme será abordado no item 3.5.

Pradhan⁽²⁰⁾ e Goodman⁽⁹⁾ observaram os efeitos das adições de Nb, V e Ti nas variações dos limites de escoamento e de resistência dos aços ARBL, após processamento no recozimento contínuo, e concluíram que aumentando os teores destas ligas, aumentam-se os valores de escoamento e resistência destes aços, pelos mecanismos atuantes da precipitação e/ou refino de grão, conforme pode ser visto através das figuras 3.7 e 3.8.

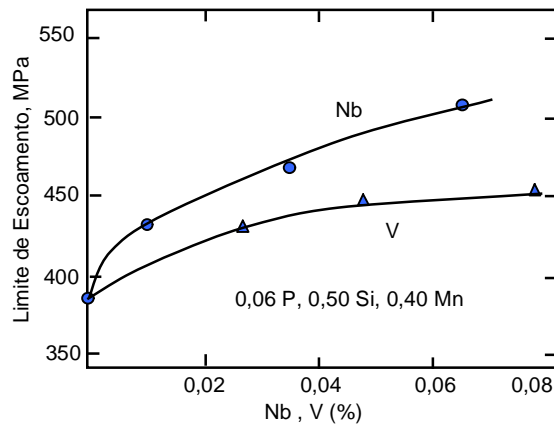


Figura 3.7 - Efeito da adição de Nb e V no limite de escoamento de aços ARBL laminados a frio (temperatura de recozimento 760°C)⁽²⁰⁾.

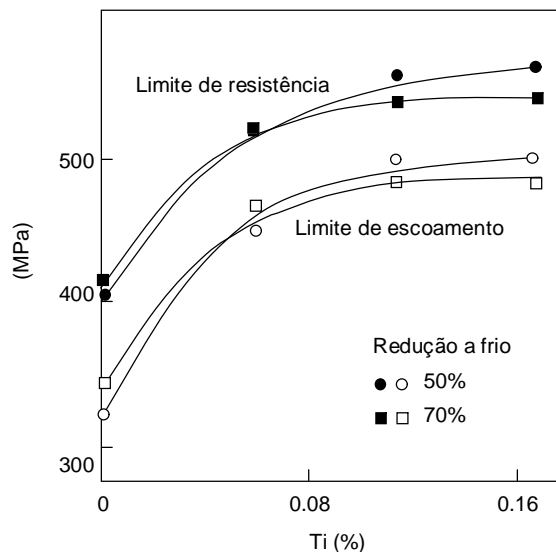


Figura 3.8 - Efeito da adição de Ti nos limites de escoamento e de resistência de aços ARBL laminados a frio (temperatura de recozimento=760°C)⁽⁹⁾.

Embora as adições destas ligas promovam um aumento nos limites de escoamento e de resistência, percebe-se que as taxas com que estas tensões aumentam, decrescem à medida que se elevam as concentrações destes elementos. Evidencia-se, com isto, a necessidade de se controlar a composição química dentro de faixas bastante estreitas⁽²¹⁾.

Quanto ao aumento adicional de resistência, conseguido através dos elementos que promovem endurecimento por solução sólida (P, Si e Mn), vários autores^(22,23,24) já mostraram, genericamente, os efeitos destes elementos nos aços de alta resistência.

Pradhan⁽⁶⁾ mostrou através da figura 3.9 que para aços microligados ao Nb e Nb-V, laminados a quente, cada adição de 0,1% de Mn irá provocar um aumento linear no limite de escoamento da ordem de 10,5 MPa, na forma de contribuição geral ao limite de escoamento, independente do mecanismo operante.

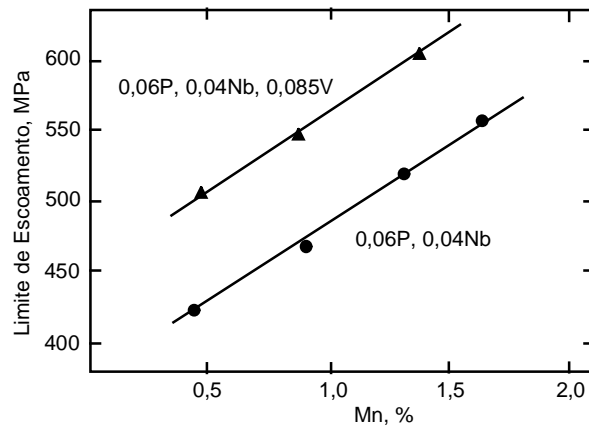


Figura 3.9- Efeito da adição de Mn ao limite de escoamento em aço microligado ao Nb e Nb-V laminado a quente (temperatura de bobinamento = 620°C)⁽⁶⁾.

A variação do limite de escoamento com a concentração de Mn no aço ARBL, após processamento no recozimento contínuo, é mostrada na figura 3.10. Para os aços microligados ao Nb e Nb-V o aumento do limite de escoamento, com adição de Mn, se dá pelo efeito do endurecimento por solução sólida e este é da ordem de 3,4 MPa para cada 0,1% de Mn adicionado. Mais uma vez, o aumento é linear, evidenciando que os efeitos nas laminações a quente e a frio são equivalentes⁽²⁰⁾. Vale ressaltar que estes resultados foram obtidos em materiais recozidos, sem nenhum tipo de pré-deformação no laminador de encruamento (SPM).

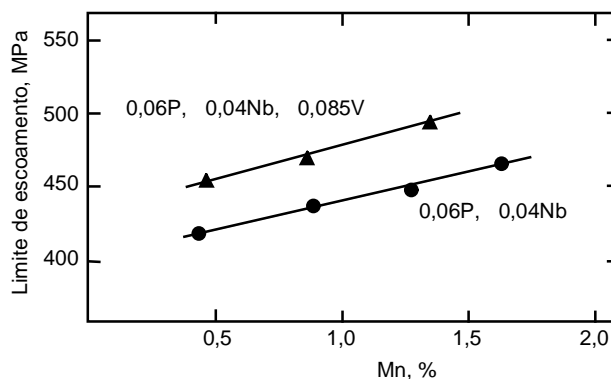


Figura 3.10 - Efeito da adição de Mn no LE de aços ARBL laminados a frio e processados no recozimento contínuo, à temperatura de 815°C⁽²⁰⁾.

3.4 – Laminação a quente

A obtenção de propriedades mecânicas adequadas aos aços de alta resistência depende tanto da composição química quanto das condições de processamento industrial. No caso específico dos aços ARBL, a importância das variáveis operacionais torna-se ainda mais significativa, em função da multiplicidade de mecanismos de endurecimento envolvidos (solução sólida, precipitação, refino de grãos e densidade de deslocamentos).

O fluxo produtivo da laminação de tiras a quente envolve o reaquecimento de placas, reduções sucessivas de espessura no laminador, controle da temperatura final de acabamento, resfriamento na mesa de saída e controle da temperatura final de bobinamento. Através da combinação dessas etapas, faixas atrativas de propriedades são obtidas para os aços ARBL. Três são as variáveis de maior efeito nas propriedades de tração da tira laminada a quente, além da deformação imposta ao material⁽²⁵⁾.

- temperatura de reaquecimento de placas;
- temperatura de acabamento;
- temperatura de bobinamento.

3.4.1 – Temperatura de reaquecimento de placas

Sua função, além de austenitizar o aço para o processo de laminação, inclui dissolver carbonetos e nitretos que serão precipitados mais tarde, nas etapas subsequentes do processo de laminação. Os grãos austeníticos estarão suficientemente coalescidos e serão refinados durante a conformação a quente para produzirem um tamanho de grão ferrítico adequado⁽²⁶⁾.

A figura 3.11 mostra a solubilidade de vários carbonetos e nitretos na austenita. É evidente que existem muitos compostos, desde muito estáveis ou altamente insolúveis, como o nitreto de titânio, até muito solúveis como o carboneto de vanádio. Durante o reaquecimento do aço, uma dispersão de finas partículas de carbonitretos atua para ancorar os contornos de grãos da austenita, prevenindo seu crescimento. Portanto, para uma temperatura suficientemente alta e/ou tempo suficientemente

longo, o efeito de ancoragem diminui pela dissolução das partículas e ocorre o coalescimento dos grãos austeníticos⁽²⁶⁾.

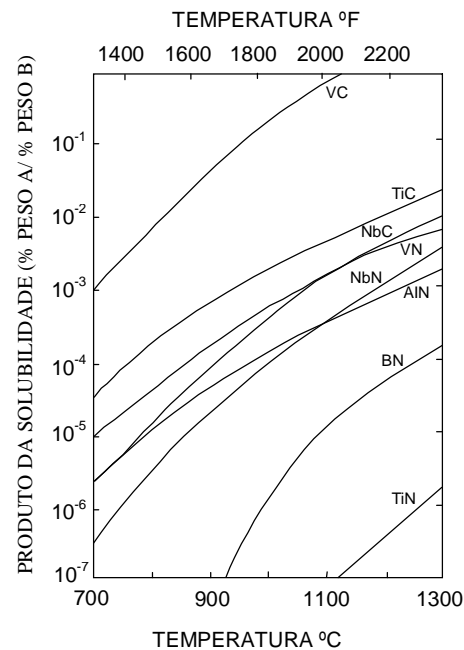


Figura 3.11 – Produtos de solubilidade de vários carbonetos e nitretos na austenita⁽²⁶⁾.

Existem contradições na literatura, mas Panigrahi⁽⁵⁾ concluiu que aumentando a temperatura de reaquecimento de placas, poderá haver um aumento marginal no LE em aços microligados ao Nb, quando reaquecidos a uma temperatura acima da dissolução de Nb(CN). Os precipitados dissolvidos antes de alcançarem a temperatura de dissolução poderão reprecipitar e gerar endurecimento por precipitação. Em casos de excessos na temperatura de dissolução, poderá haver excessivo coalescimento do tamanho de grão austenítico e, por consequência, redução no LE.

Patel et al⁽²⁵⁾ concluíram, baseados tanto em testes de laboratório quanto na produção industrial, que baixas temperaturas de reaquecimento de placas resultam na redução da resistência para tiras de aço ARBL microligados ao Nb, justificada em parte pela não dissolução de precipitados que, portanto, não contribuirão para o endurecimento final por precipitação.

3.4.2 – Temperatura de acabamento

É um parâmetro importante que também exerce influência no produto laminado a frio. A temperatura de acabamento é normalmente utilizada para controlar o tamanho de grão austenítico e a precipitação de carbonitretos. Por sua vez, estabelece a granulação ferrítica bastante fina encontrada nestes aços. A temperaturas elevadas, bastante acima da temperatura Ar_3 (temperatura de início da transformação da fase austenita para ferrita), além dos elementos formadores de carbonetos, nitretos ou carbonitretos estarem em solução sólida (figura 3.11), o tamanho de grão austenítico torna-se muito grande. A temperaturas mais baixas, próximas à temperatura Ar_3 , finos precipitados irão se formar a partir da austenita, devido à reduzida solubilidade dos solutos a baixas temperaturas. Estes precipitados inibem o crescimento de grão austenítico ou até mesmo a recristalização^(25,27).

A intensidade deste efeito depende, no entanto, da concentração de elementos de liga, da quantidade de deformação e da temperatura de laminação. Em casos extremos, os grãos de austenita tornam-se altamente deformados e alongados. Durante o resfriamento através do campo bifásico ferrita/austenita, os grãos de ferrita se formam nos contornos de grãos da austenita não recristalizada e, como resultado, são produzidos aços ARBL com tamanho de grão bastante fino^(25,27).

3.4.3 – Temperatura de bobinamento

A temperatura de bobinamento é outro parâmetro que afeta significativamente o produto final laminado a frio. Baixas temperaturas produzem precipitados finos e aleatoriamente distribuídos, que elevam a temperatura de recristalização durante a etapa do recozimento, tendendo com isto aumentar a resistência do produto final⁽²⁸⁾. Por outro lado, o aumento da temperatura de bobinamento leva a uma diminuição da temperatura de recristalização, pelo decréscimo da fração volumétrica de carbonetos e pelo atraso na sua dissolução (devido ao tamanho grosseiro dos mesmos).

Para aços de alta resistência contendo Nb, Pradhan et al⁽⁶⁾ mostraram que a temperatura de bobinamento na qual o endurecimento por precipitação é máximo é de aproximadamente 620°C. Acima desta temperatura, o coalescimento dos carbonitretos

de Nb tende diminuir o efeito de endurecimento por precipitação, refletindo em queda no LE^(6,19).

A figura 3.12 mostra o efeito da temperatura de bobinamento na variação do LE, para aços contendo Nb, com diferentes concentrações de Mn. Para níveis de Mn < 1,0%, observa-se um ligeiro decréscimo no limite de escoamento causado pelo aumento da temperatura de bobinamento, principalmente acima de 620°C. Para níveis Mn > 1,0%, a queda foi mais pronunciada e atribuída não só ao decréscimo do efeito do endurecimento por precipitação, bem como ao aumento de tamanho do grão ferrítico⁽²⁰⁾.

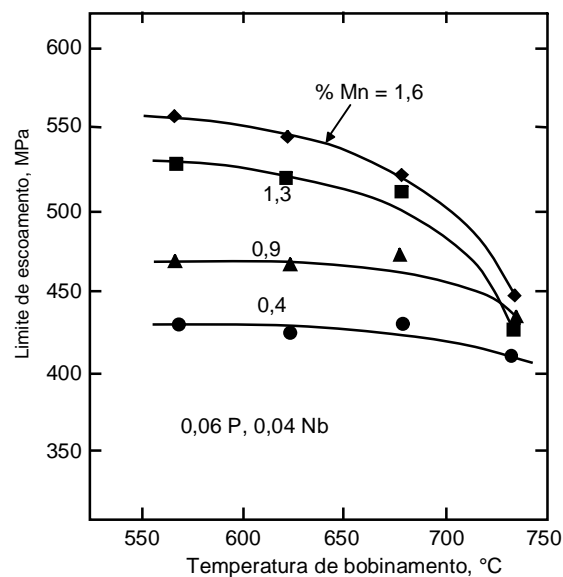


Figura 3.12 - Efeito da temperatura de bobinamento no limite de escoamento de aços ARBL microligados com Nb, na condição laminado a quente, com diferentes concentrações de Mn⁽²⁰⁾.

3.5 – Laminação a Frio

Os produtos de aços ARBL laminados a frio são largamente aplicados principalmente no segmento automotivo, em componentes estruturais, face às boas condições de superfície, alta precisão dimensional e conformabilidade. Os aços laminados a frio são recozidos (recristalizados) após deformação a frio⁽²⁹⁾.

O fluxo produtivo de aços ARBL na laminação a frio envolve além do processo de decapagem (remoção de óxidos), deformação a frio, recozimento (em caixa ou contínuo), deformações no encruamento e finalmente, acabamento e expedição.

As propriedades dos aços microligados laminados a frio e recozidos, são determinadas pela composição química e também são fortemente influenciadas pelos parâmetros de processo da laminação a frio. A deformação a frio, a recristalização no recozimento em caixa ou contínuo, seguida de deformações no encruamento (SPM), são parâmetros importantes do processo que influenciam a microestrutura e as propriedades mecânica do material. Não obstante, conforme já citado anteriormente, o controle de temperatura na laminação a quente, exerce uma significativa influência nos resultados de propriedades obtidas dos laminados a frio⁽¹¹⁾.

As mudanças nas propriedades mecânicas desde o laminado a quente até o laminado a frio e recozido requerem que o efeito de endurecimento no processamento da laminação a quente seja maximizado, de modo a prever perdas de resistência que podem ser atribuídas ao amaciamento pelo efeito da recristalização e no coalescimento de precipitados a altas temperaturas e tempos longos de encharque^(6,19,16).

A figura 3.13 ilustra estas variações do limite de escoamento, nas condições de laminado a quente e laminado a frio recozido.

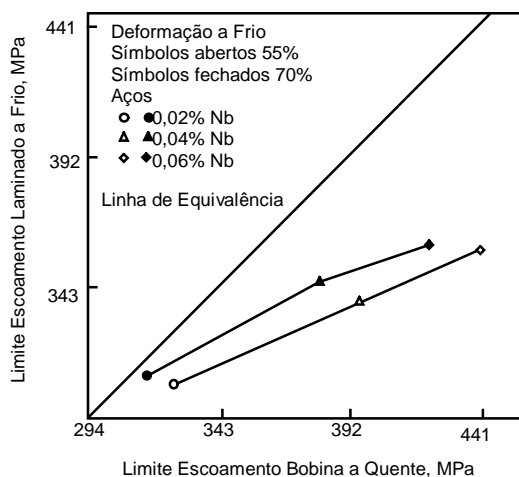


Figura 3.13 - Comparação entre os limites de escoamento de aços ARBL, nas condições laminado a quente e laminado a frio e recozido⁽¹⁹⁾.

3.5.1 – Deformação a frio

A função principal da deformação a frio é obter uma espessura adequada de produto e fornecer energia suficiente para que o material seja recristalizado na etapa posterior de recozimento. A quantidade de deformação a frio afeta os valores de propriedades mecânicas do material, por alterar as condições de recristalização destes aços no recozimento⁽³⁰⁾.

Uma ilustração da influência da deformação a frio e da temperatura de encharque nas propriedades mecânicas de tração é mostrado na figura 3.14. Observa-se que as mais diferentes propriedades mecânicas podem ser obtidas dependendo do grau de deformação a frio e da temperatura de recozimento adotada. A escolha de uma determinada combinação de deformação a frio (45 a 75%) e temperatura de recozimento (720 a 840°C) pode determinar resistências que variam de 420 a 700 MPa⁽¹¹⁾.

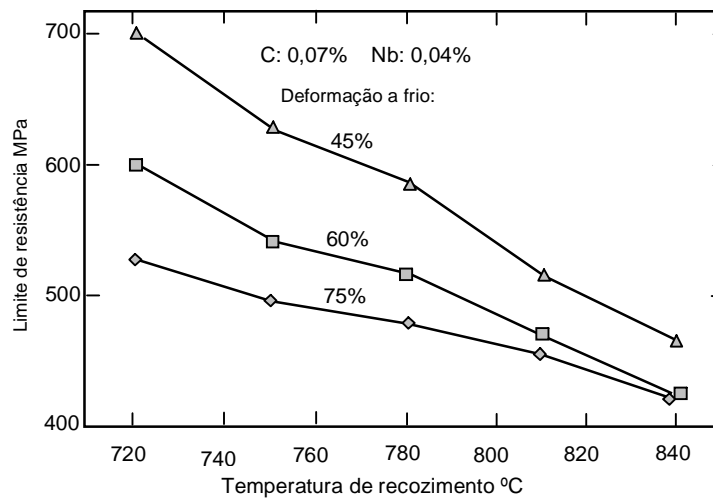


Figura 3.14 – Efeito da deformação a frio e temperatura de recozimento no limite de resistência do aço microaligado ao Nb⁽¹¹⁾.

3.5.2 – Recristalização de aços ao Nb

A influência da deformação a frio na variação da temperatura de recristalização, para aços microaligados com diferentes concentrações de Nb, é mostrada na figura 3.15. Observa-se que uma elevação no grau de deformação de 50% para 70% reduz em aproximadamente 20°C a temperatura de recristalização destes aços⁽¹⁷⁾.

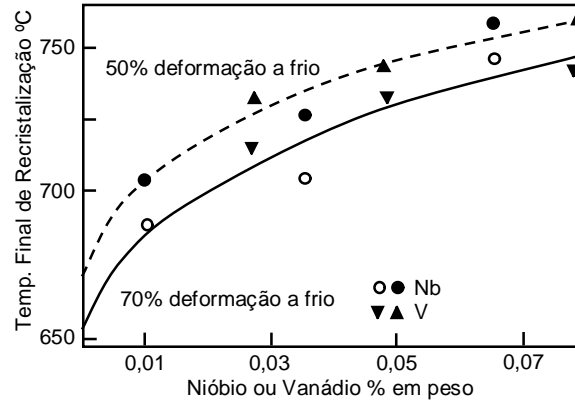


Figura 3.15 – Influência do teor de ligas na temperatura final de recristalização de aços ARBL, processados com diferentes níveis de deformação a frio⁽¹⁷⁾.

A variação da temperatura de recristalização afeta as propriedades mecânicas deste material, principalmente o limite de escoamento. A Figura 3.16 ilustra esta influência, mostrando a variação do limite de escoamento com a deformação a frio, após recozimento a 760°C por 1 minuto. Nota-se que a mesma variação da taxa de redução citada anteriormente (50% para 70%), provoca um acréscimo de aproximadamente 20 MPa no LE (para aços contendo Nb). A elevação no nível de deformação a frio faz com que haja um aumento na nucleação e como consequência, obtém-se uma estrutura mais refinada, afetando significativamente as propriedades mecânicas.

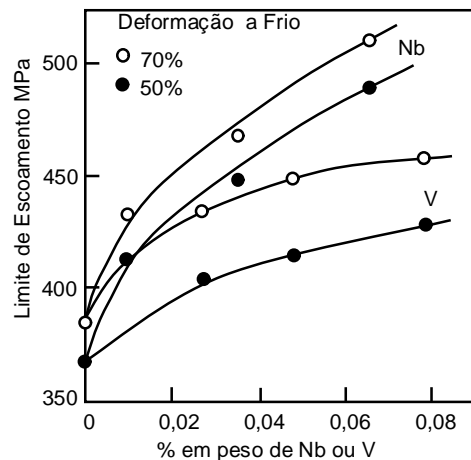


Figura 3.16– Efeito da deformação a frio no limite de escoamento de aços contendo Nb, recozidos continuamente a uma temperatura de 760°C, por 1 min⁽¹⁷⁾.

A deformação a frio não foi uma variável de investigação neste estudo, contudo foram observadas na literatura contradições quanto ao seu efeito na resistência do material. Há autores que mostraram que aumentando a deformação a frio, eleva-se o nível de resistência (figuras 3.13 e 3.16)^(17,19) e outros mostraram o contrário (figuras 3.8 e 3.14)^(9,11). Por não fazer parte do escopo deste trabalho, recomenda-se que este tema seja investigado no futuro.

Após laminação a frio, as chapas de aço encontram-se com dureza elevada (estado encruado), e o nível de resistência mecânica será tanto maior quanto mais alto for o percentual de redução durante a laminação a frio. As chapas apresentam uma baixa ductilidade, o que as torna impróprias para os casos que exigem operação de conformação como, por exemplo, embutimento e estiramento. Para que estas operações possam se tornar viáveis, é necessário que estes materiais sejam “amaciados”, o que é possível através do tratamento térmico de recozimento (contínuo ou em caixa)⁽³¹⁾.

Além das considerações econômicas, os resultados de processo para os aços ARBL no recozimento contínuo têm a vantagem de reduzir a dispersão dos valores de propriedades mecânicas e fornecer valores médios de propriedade mais altos, para a mesma composição química. Consequentemente, para se obter o mesmo valor de resistência, o processo de recozimento contínuo do aço ARBL requer um projeto com menores adições de liga em comparação com o processo em caixa⁽¹⁶⁾. A figura 3.17 apresenta uma comparação entre os dois processos, mostrando a variação do limite de escoamento em função da concentração de Nb nos aços ARBL. Independente do teor de liga, o processamento no recozimento contínuo provoca um aumento de aproximadamente de 60 MPa no limite de escoamento destes materiais.

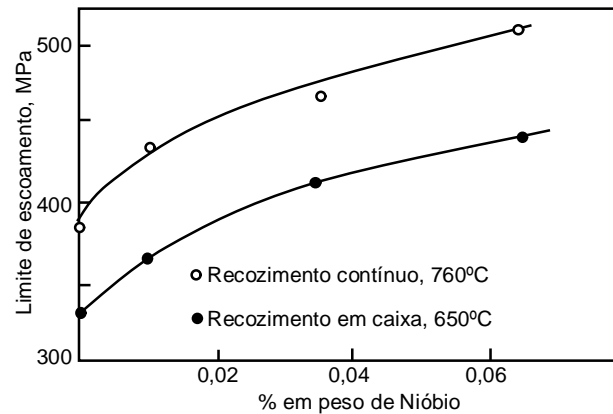


Figura 3.17 – Comparação entre os efeitos do recozimento contínuo e em caixa no limite de escoamento de aços ARBL⁽¹⁶⁾.

No recozimento contínuo, toda adição de ligas retarda a cinética de recristalização, resultando no aumento da temperatura final de recristalização (R_f). As figuras 3.18a e 3.18b mostram este efeito para aços ARBL, com diferentes concentrações de Nb, V e Mn, respectivamente. A influência do Nb e V se passa através da capacidade dos precipitados em retardar a formação da estrutura celular durante a recuperação e estabilizar a estrutura de subgrãos recuperada. Já no caso do Mn (figura 3.18b), o atraso na recristalização ocorre devido à drenagem de soluto para os precipitados e conseqüente aumento da fração volumétrica destas partículas.

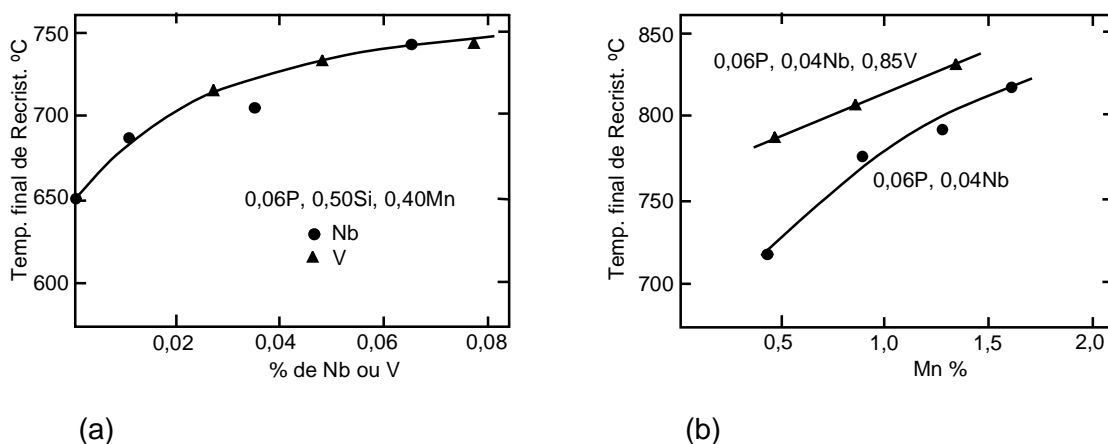


Figura 3.18 – Efeito das adições de ligas na temperatura final de recristalização: (a) Nb e V; (b) Mn⁽⁶⁾.

3.5.3 – Ciclo térmico do recozimento contínuo para o aço microligado

O ciclo de recozimento contínuo é esquematicamente descrito conforme a figura 3.19⁽³¹⁾.

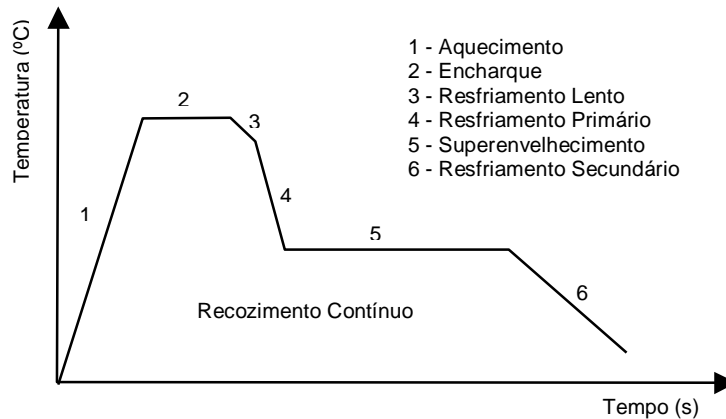


Figura 3.19 – Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo na Usiminas.

A etapa 1 representa o aquecimento do material desde a temperatura ambiente até a temperatura de encharque, à taxa de aquecimento próximo de 10°C/s , onde ocorre o fenômeno da recuperação. A etapa 2 consiste na manutenção do material em temperatura de encharque (entre 700 a 840°C , conforme dimensões e necessidades operacionais) por 30 a 40 segundos. Dependendo das condições do processo, pode então ocorrer a recristalização seguida de crescimento de grão, que é uma das determinantes das propriedades finais do produto laminado a frio.

Já a etapa 3, chamada de resfriamento lento, é realizada a partir da temperatura de encharque até cerca de 675°C , à taxa de resfriamento em torno de 15°C/s . Nesta etapa ocorre a homogeneização da precipitação.

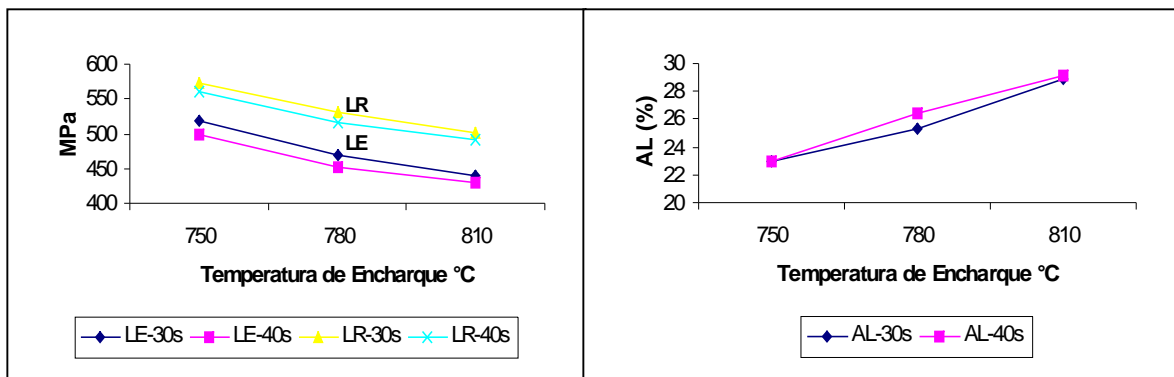
As etapas 4 e 5, resfriamento rápido e superenvelhecimento, respectivamente, conforme Barbosa et al⁽²¹⁾, exercem menor influência nas propriedades mecânicas destes aços.

A etapa 6 representa o resfriamento secundário, onde o material é resfriado até aproximadamente 160°C , não ocorrendo qualquer transformação. Em seguida o material é resfriado através de jatos e imersão em água até uma temperatura próxima

de 45°C e passa por um secador, estando então, pronto para a laminação de encruamento.

3.5.4 – Influência do encharque nas propriedades de tração

Segundo Barbosa et al⁽²¹⁾, que avaliaram as etapas de recozimento contínuo (encharque, resfriamento primário e superenvelhecimento) para o aço ARBL microligado ao Nb da classe de 340 MPa de limite de escoamento mínimo, a temperatura de encharque exerce a maior influência sobre as propriedades desse aço (figura 3.20). Para tanto, foram simulados diferentes ciclos de recozimento em escala piloto, utilizando-se uma máquina de ensaios termomecânicos (Gleeble). Nesta etapa, o aumento da temperatura promoveu quedas nos limites de escoamento, resistência e aumentou o alongamento total. Não se notou nenhuma alteração significativa no tamanho de grão ferrítico e sugere-se que haja, neste caso, contribuições de outros mecanismos para explicar esta grande sensibilidade das propriedades mecânicas às variações de temperatura e tempo de encharque. Uma destas influências apontadas foi o coalescimento de precipitados durante a etapa de encharque.



a) Limite de escoamento e resistência

b) Alongamento total

Figura 3.20 – Influência da temperatura e do tempo de encharque do aço ARBL da classe de 340 MPa de LE mínimo, processado no recozimento contínuo: a) Limites de escoamento e resistência e b) Alongamento total⁽²¹⁾.

As figuras 3.21a e 3.21b mostram o efeito da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas (LE, LR e AL) de aços microligados com a seguinte composição: C=0,09%; Mn=0,90%; P=0,05%; Al=0,06%, contendo diferentes concentrações de Nb, e laminados com taxas de redução a frio de 70% e 55%,

respectivamente. Observa-se uma diminuição nos limites de escoamento e de resistência, e um aumento no alongamento total, com o aumento da temperatura de recozimento, como consequência do aumento da fração recristalizada⁽¹⁹⁾.

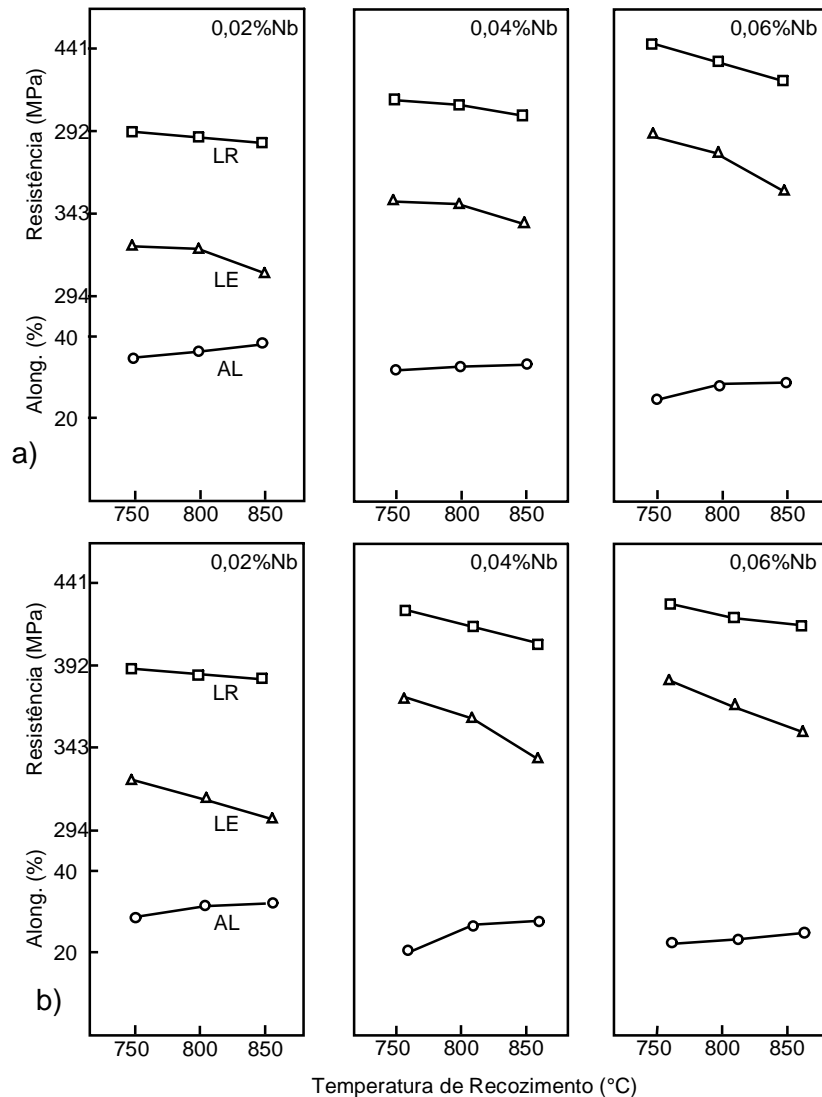


Figura 3.21– Efeito da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas de aços ARBL, com diferentes deformações a frio: (a) 70% e (b) 55%⁽¹⁹⁾.

O aumento na concentração de Nb provoca, de uma maneira geral, aumentos nos limites de escoamento e resistência e queda no alongamento total. Como exemplo, o aumento de 0,02% na concentração de Nb, em aços completamente recristalizados, provoca um aumento de aproximadamente 35 MPa no limite de escoamento. O resultado está associado ao aumento da temperatura de recristalização⁽¹⁹⁾.

Goodman et al ⁽⁹⁾, relataram resultados semelhantes para o efeito da temperatura de recozimento nas propriedades mecânicas (LE, LR e AL), de aços microligados com a seguinte composição: C=0,06%; Mn=1,02%; P=0,008%; Al=0,04%, contendo diferentes concentrações de Nb, e laminados com deformações a frio de 70% e 50%. Um aumento da temperatura de 730 a 760°C, resultou em LE de 470 a 435 MPa e LR de 515 a 485 MPa respectivamente. Já com um aumento de temperatura para 850°C, o decréscimo no LE e LR foi de aproximadamente 55 MPa. Quanto ao alongamento total, passou de 21% para 31% quando a temperatura foi elevada de 700°C para 850°C. Em função de não terem sido observadas mudanças apreciáveis no tamanho de grão ferrítico causadas pelo aumento da temperatura de 730 a 850°C, o decréscimo obtido da resistência foi associado, principalmente, ao coalescimento de precipitados de carbonitretos de Nb. As figuras 3.22 e 3.23 ilustram estes comportamentos.

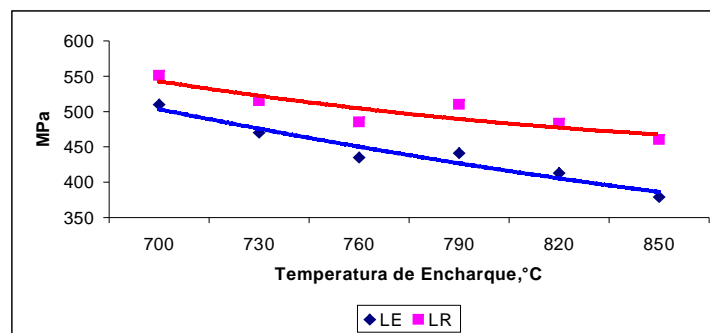


Figura 3.22 – Efeito da temperatura de recozimento no limite de escoamento de aço microligado (0,03% Nb) e 70% deformação a frio, tempo de recozimento 1 min⁽⁹⁾.

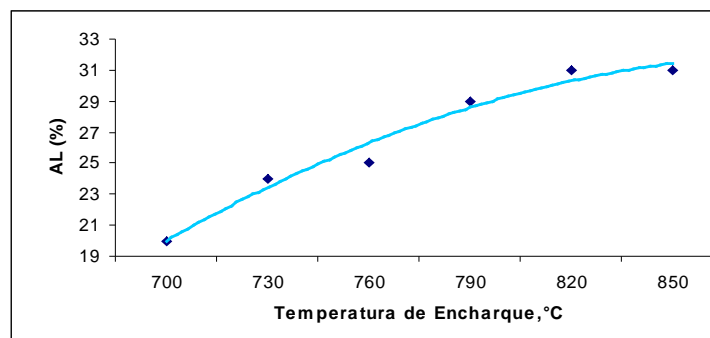


Figura 3.23 – Efeito da temperatura de recozimento no alongamento total de aço microligado (0,03% Nb) e 70% de deformação a frio e tempo de recozimento 1 min⁽⁹⁾.

3.5.5 – Laminação de encruamento

A laminação de encruamento ou passe de encruamento, também conhecida como *skin pass* ou *temper rolling*, é uma das etapas importantes na fabricação de aços laminados a frio, uma vez que as propriedades mecânicas e geométricas das chapas laminadas a frio são por ela influenciadas⁽³²⁾.

A distribuição de deformação ao longo da espessura para aços baixo carbono comuns é heterogênea após a laminação de encruamento, e o nível de deformação é pequeno e concentrado na superfície^(33,34). Essa distribuição é influenciada principalmente pelos seguintes parâmetros:

- espessura e tamanho de grão;
- grau e velocidade de redução;
- condições de atrito (influenciadas pelas texturas superficiais do cilindro e do material e pela utilização de lubrificantes).

A laminação de encruamento possui quatro finalidades básicas:

- eliminação do patamar de escoamento (exceto para aços IF, Dual Phase e Trip)⁽³⁵⁾;
- ajuste ou adequação das propriedades mecânicas;
- transferência de textura do cilindro para superfície da chapa;
- correção de planicidade.

3.5.5.1 – Limite de escoamento definido

Os aços de uma maneira geral, na condição recozida, apresentam um tipo de transição localizada heterogênea, da deformação elástica para plástica, produzindo um escoamento descontínuo na curva tensão deformação (figura 3.24). Durante um ensaio de tração, a carga aplicada ao corpo de prova cresce constantemente com a deformação elástica até um ponto de máximo (limite superior de escoamento), cai repentinamente, flutuando em um valor aproximadamente constante (limite inferior de escoamento), e depois cresce com a continuação da deformação. A deformação que se verifica durante todo o escoamento descontínuo é heterogênea. No limite superior de escoamento, uma banda discreta do metal deformado aparece em um concentrador de tensões, tal qual um filete, e coincidentemente com a formação da banda a carga cai para o limite inferior. Estas bandas, chamadas de “bandas de Lüders”, propagam-se ao longo do corpo de prova, causando o alongamento do

mesmo. Quando várias “bandas de Lüders” são formadas, a curva de escoamento no patamar de escoamento descontínuo (YPE) torna-se irregular, e cada perturbação da curva corresponde à formação de uma nova banda. Depois da propagação das bandas de deformação por todo o comprimento da seção útil do corpo de prova, o escoamento passa a crescer com a deformação de maneira usual, determinando o fim do alongamento no patamar de escoamento definido⁽¹⁴⁾.

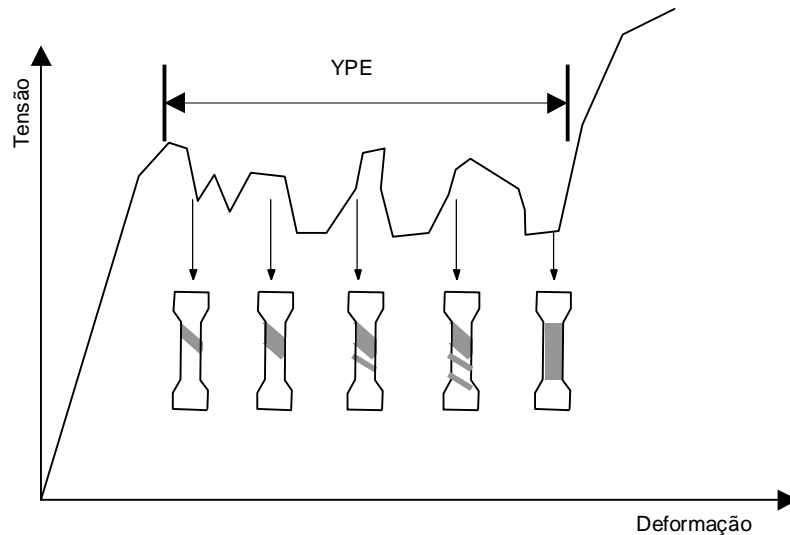


Figura 3.24 – Comportamento típico do limite de escoamento descontínuo.

A tensão de escoamento é a soma da tensão necessária para ativar uma fonte de deslocações com as demais tensões necessárias para movimentar as deslocações ancoradas⁽¹⁸⁾. A explicação para este fenômeno veio da teoria de Cottrell⁽³⁶⁾, onde as fontes de deslocações são bloqueadas pela interação com átomos de soluto, C e N em solução sólida. Quando uma deslocação é “arrancada” da influência do soluto, o seu movimento passa a ocorrer a tensões mais baixas (figura 3.25). Isto significa que o limite inferior de escoamento representa a tensão necessária para movimentar deslocações já liberadas de suas atmosferas (pela tensão adicional do limite superior de escoamento). Além disto, novas deslocações também são geradas para permitir a tensão de escoamento cair. Portanto, o escoamento descontínuo ocorre como resultado da liberação das deslocações bloqueadas (através de altas tensões), ou pela criação de outras nos pontos de concentração de tensões. As deslocações que ficam livres para se movimentarem no plano de deslizamento do material empilham-se nos contornos de grão. Este empilhamento produz uma concentração de tensão na ponta do empilhamento, a qual se combina com a tensão aplicada no grão vizinho para

liberar as fontes (ou criar novas deslocações), e dessa maneira uma banda de Lüders se propaga pelo material. Desta forma, a magnitude do efeito do escoamento descontínuo dependerá da energia de interação e da concentração de átomos de soluto nas deslocações⁽¹⁴⁾.

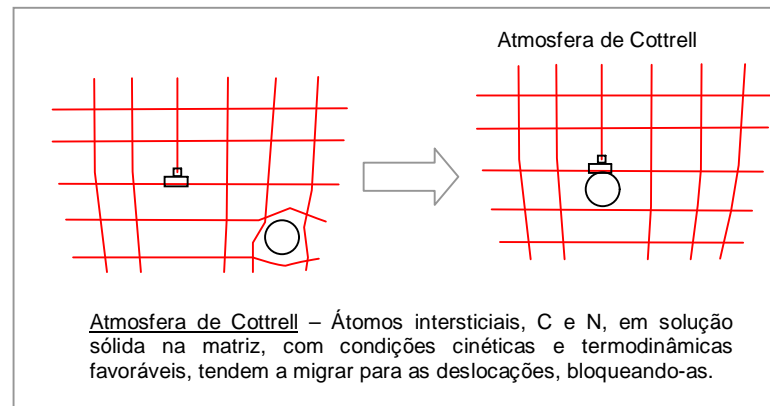


Figura 3.25 – Interação entre solutos e deslocações.

3.5.5.2 – Supressão do patamar de escoamento definido

Conforme citado anteriormente, uma das principais finalidades da laminação de encruamento é a eliminação do patamar de escoamento. Sua eliminação está vinculada ao fato de que, caso ela não seja realizada, o material apresenta o defeito chamado de “estrias”, também conhecido como linhas ou bandas de Lüders (*Lüders bands* ou *Stretcher strains*). No ensaio de tração, esse fenômeno ocorre precisamente ao atingir o patamar de escoamento definido. Para eliminação desse defeito é utilizado um passe de encruamento que produz na tira uma grande quantidade de núcleos de “bandas de Lüders” através do contato entre os cilindros e a chapa. Estas bandas iniciam-se na superfície da chapa paralelamente ao eixo do cilindro e se propagam em direção ao centro do material com uma inclinação de aproximadamente 45°. O resultado do processo, assim como o ensaio de tração, é uma distribuição de deformações bastante heterogênea, consistindo em zonas deformadas, alternando com zonas não deformadas plasticamente (figura 3.26). Com maiores deformações as zonas não deformadas se dissipam dando lugar a uma estrutura de deslocação uniforme e é favorecido o processamento do aço nas aplicações subseqüentes^(32,33,37). Quando o metal é estampado, estas pequenas bandas crescem, mas, devido seus

reduzidos tamanhos e grandes proximidades, a irregularidade da superfície resultante é muito pequena e não perceptível a olho humano.

A periodicidade das bandas resulta da repentina queda de tensão quando uma banda de deformação se forma. Logo após, a deformação elástica aumenta até que uma nova banda seja formada. Vários autores^(34,37), estudaram este comportamento e concluíram que a propagação das bandas de Lüders depende do tamanho médio do grão ferrítico; quanto mais fino, menor propagação para uma dada deformação no encruamento.

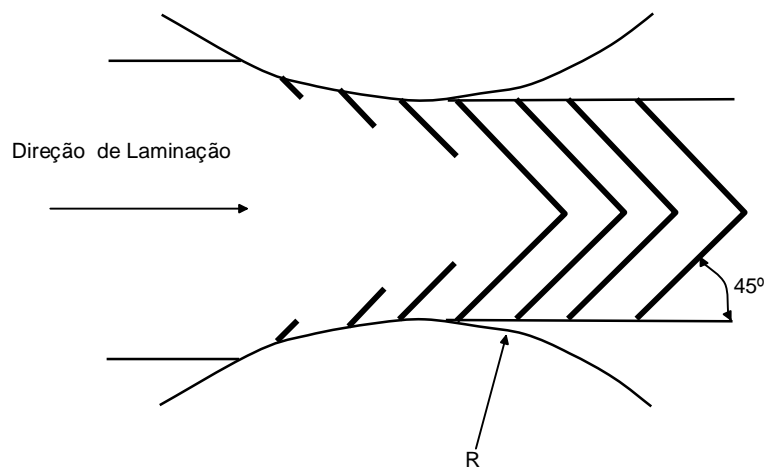


Figura 3.26 - Propagação das bandas de deformações⁽³⁸⁾.

3.5.5.3 – Influência das deformações no encruamento sobre as propriedades de tração.

A figura 3.27 mostra o comportamento do limite de escoamento e do comprimento do patamar de escoamento, quando submetidos a variações de deformações no encruamento. Conforme se pode notar, o limite de escoamento decresce com aumento da deformação, passa por mínimo e volta a crescer a partir de aproximadamente 0,7%. Com relação ao patamar de escoamento, este vai diminuindo com aumento da deformação até ser totalmente eliminado. Um aspecto interessante observado na figura é o fato do grau de encruamento no qual o LE é mínimo ser bastante próximo do valor necessário para a eliminação do patamar de escoamento definido.

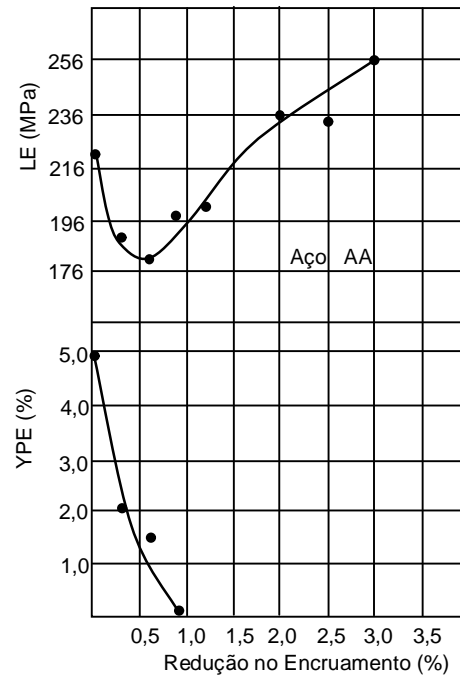


Figura 3.27 – Variação do limite de escoamento e da extensão do patamar de escoamento de um aço acalmado ao alumínio, submetido a níveis crescentes de redução no passe de encruamento⁽³⁹⁾.

Conforme Goodman⁽⁹⁾, chapas de aço recozidas (recristalizadas) exibem o patamar de escoamento (YPE) na faixa de 4,5 a 8,0% (o valor mais alto está associado com o teste de tração transversal para aços contendo Nb). Experiências do autor mostraram que para eliminar o patamar de escoamento é necessário 1,5 a 2,0% de deformação no encruamento para chapas de aço recristalizadas, contendo Nb e Ti.

Chang⁽⁴⁰⁾ estudou o comportamento de aços dual phase (DP) baixo carbono, recozidos continuamente e submetidos à várias temperaturas de “overaging”. Mostrou que acima de 150°C de “overaging”, estes aços apresentaram YPE entre 5% e 8% e ao submetê-los a deformações no SPM, eles tiveram comportamento que o autor⁽⁴⁰⁾ descreveu como similar aos aços carbono comum e HSLA e desta forma, sugeriu que o mecanismo para explicar o efeito do SPM no LE, provavelmente fosse o mesmo, independente da microestrutura.

A figura 3.28, ilustra este comportamento, cujo valor de LE decresce sob influência da deformação inicial no SPM até 1,0%, onde o YPE foi totalmente removido e então,

assume a trajetória de crescimento quando submetido a maiores níveis de deformação.

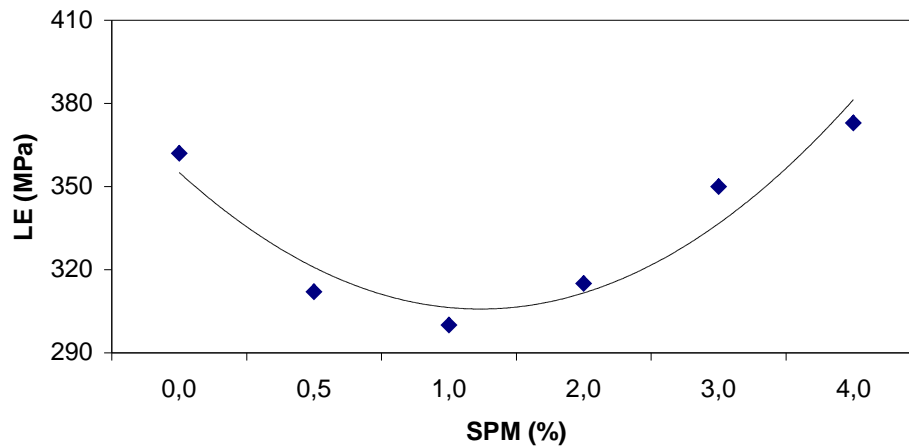


Figura 3.28 – Efeito do SPM no LE de um aço dual phase 0,05%C, recozido continuamente após 599°C de “overaging” por 1 minuto (temperatura de encharque 816°C por 1 minuto) ⁽⁴⁰⁾.

Lake⁽³⁴⁾ também mostrou (figura 3.29), o comportamento de limite de escoamento (LE) e das deformações no patamar de escoamento (YPE), para um aço capeado submetido a variações de deformações no encruamento (SPM).

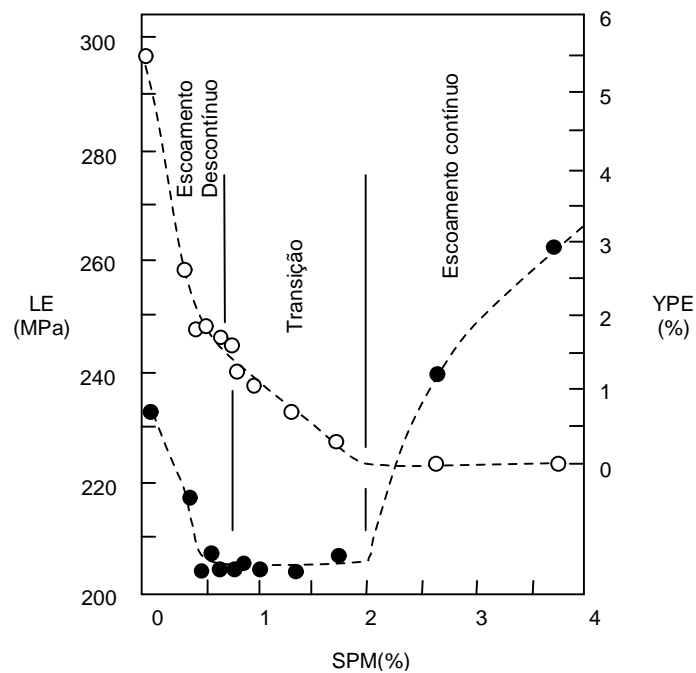


Figura 3.29 – Limite de escoamento (símbolos fechados) e deformações no patamar de escoamento (símbolos abertos) em função do grau de deformação aplicado no

laminador de encruamento de um aço capeado (C:0,06%; Mn: 0,33%; S: 0,017%; N:0,002%⁽³⁴⁾).

Conforme a figura 3.29, o limite de escoamento decresce sob influência de pequenas deformações no encruamento (SPM) e então, permanece constante até o início de formação da porção curva do YPE. Já o patamar de escoamento diminui rapidamente com o aumento da deformação no encruamento até o valor de redução em que o LE se torna constante; a partir daí, diminui lentamente e linearmente até atingir o valor zero.

O autor caracterizou 3 regiões conforme apresentado na figura 3.29:

- Região de escoamento descontínuo – caracterizada pelas reduções tanto do LE quanto do YPE, cujo aspecto da curva tensão deformação, é representado na figura 3.30 pelas curvas A e B.
- Região de transição – caracteriza pela transição do escoamento descontínuo para o contínuo, onde o YPE decresce linearmente e o LE se mantém constante, curva C da figura 3.30.
- Região de escoamento contínuo – caracteriza pelo fim do patamar de escoamento e elevação do LE, curva D da figura 3.30.

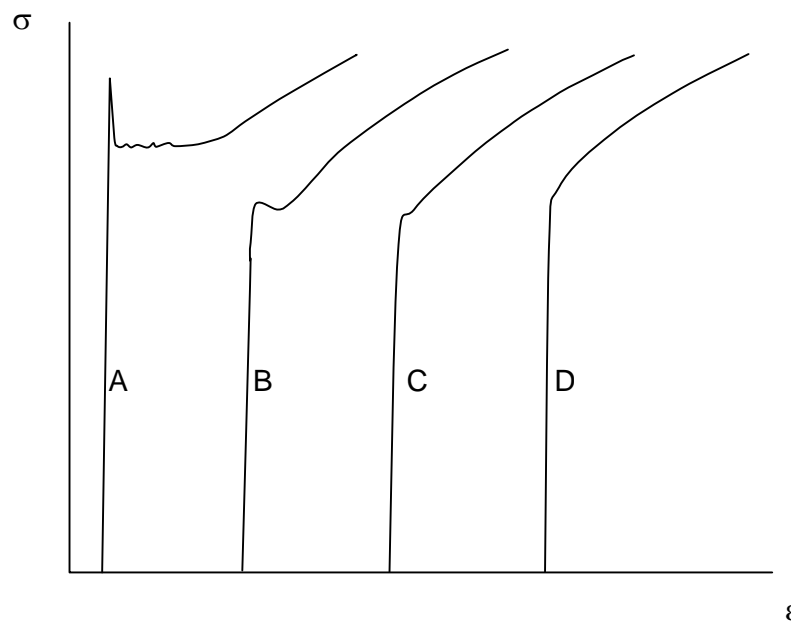


Figura 3.30 - Mudanças da deformação no patamar de escoamento e do limite de escoamento com aumento de deformações no SPM⁽³⁴⁾.

Nas regiões de escoamento descontínuo e de transição, o limite de escoamento pode ser entendido através da seguinte equação⁽³⁴⁾:

$$\dot{\epsilon} = e_l \cdot V \cdot 2 / S, \quad (\text{eq.3.3})$$

onde:

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

e_l = Deformação das bandas de Lüders;

V = Velocidade das bandas de Lüders;

S = Espaçamento entre as bandas de Lüders.

O espaçamento das bandas de Lüders é determinado por análises metalográficas e é influenciado pelo efeito da fricção entre o cilindro e a tira e aumenta com o diâmetro do cilindro. Quanto maior S , maior será a quantidade requerida de redução no encruamento para supressão do patamar de escoamento. A figura 3.31 mostra o comportamento do espaçamento entre as bandas de Lüders com a variação da deformação no SPM⁽³⁴⁾.

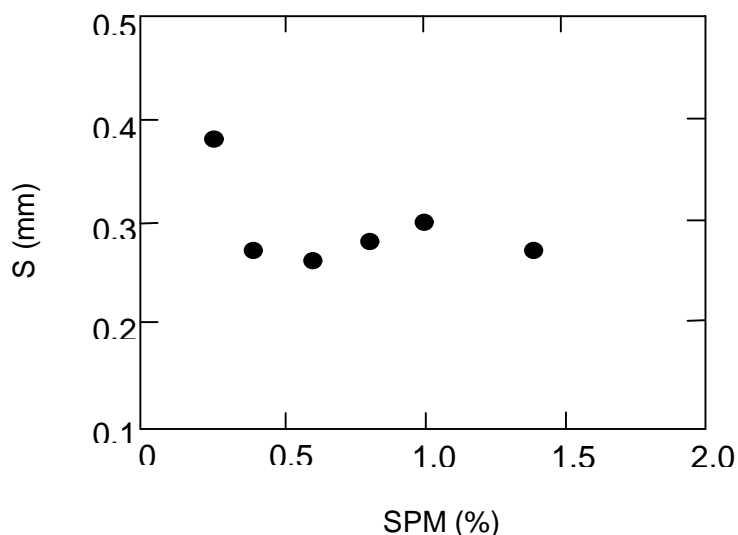


FIGURA 3.31 – Espaçamento das bandas de Lüders em função das deformações no SPM, para um aço capeado de composição química (C: 0,06%; Mn: 0,33%; S: 0,017%; N: 0,002%)⁽³⁴⁾.

Observa-se na figura 3.31 que o valor de S cai até SPM de 0,5% e, a partir deste ponto, apresenta comportamento constante. As duas regiões consideradas (escoamento descontínuo e de transição), apresentam assim, de acordo com a equação 3.3, uma taxa de deformação constante⁽³⁴⁾. Com isto, na região que compreende deformações no SPM entre 0,0% e 0,5%, que apresenta queda de S com aumento de SPM, para que a taxa de deformação ($\dot{\epsilon}$) seja constante, é necessário uma queda na velocidade das bandas de Lüders (V) e conseqüentemente, o limite de escoamento também cai. Já na região de SPM entre 0,5% e 2,0%, o comportamento constante de S resulta em um comportamento constante de V e por isso o LE permanece também constante⁽³⁴⁾.

4 – METODOLOGIA

4.1 – Material utilizado

Foram produzidas em escala industrial 12 placas com 252 x 1000 x 6000mm (espessura x largura x comprimento) de uma mesma corrida de aço ARBL, totalizando 150t de material, de mesma composição química, que foi cortado em chapas como produto final laminado a frio. A tabela IV -1 mostra a faixa típica de composição química de um aço ARBL laminado a frio microligado ao Nb.

Tabela IV.1 – Faixa de composição típica de um aço ARBL-Nb laminado a frio (% peso)

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N
0,04 a 0,10	<0,10	0,40 a 0,90	<0,025	<0,025	0,020 a 0,100	0,020 a 0,06	<0,0080

O fluxograma abaixo mostra o planejamento do experimento executado.

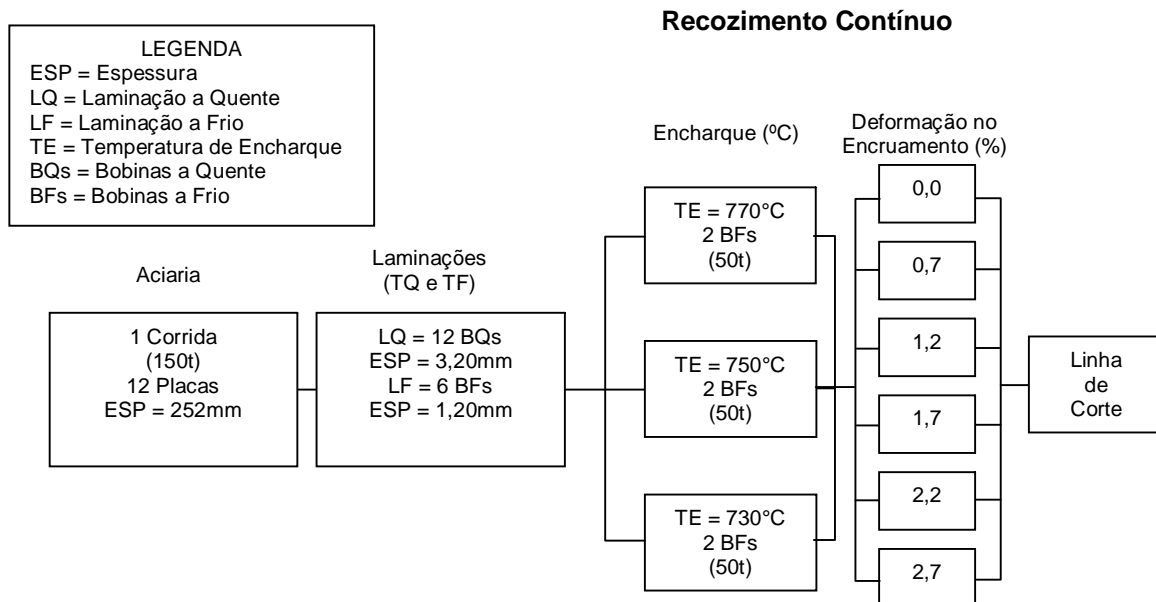


Figura 4.1 – Condições de processamento na laminação a frio.

4.2 – Processamento em escala industrial

4.2.1 – Laminação a Quente

Os materiais utilizados neste estudo foram processados industrialmente em lote único, nas laminações a quente e a frio. O fluxo produtivo da laminação a quente é visto na figura 4.2.

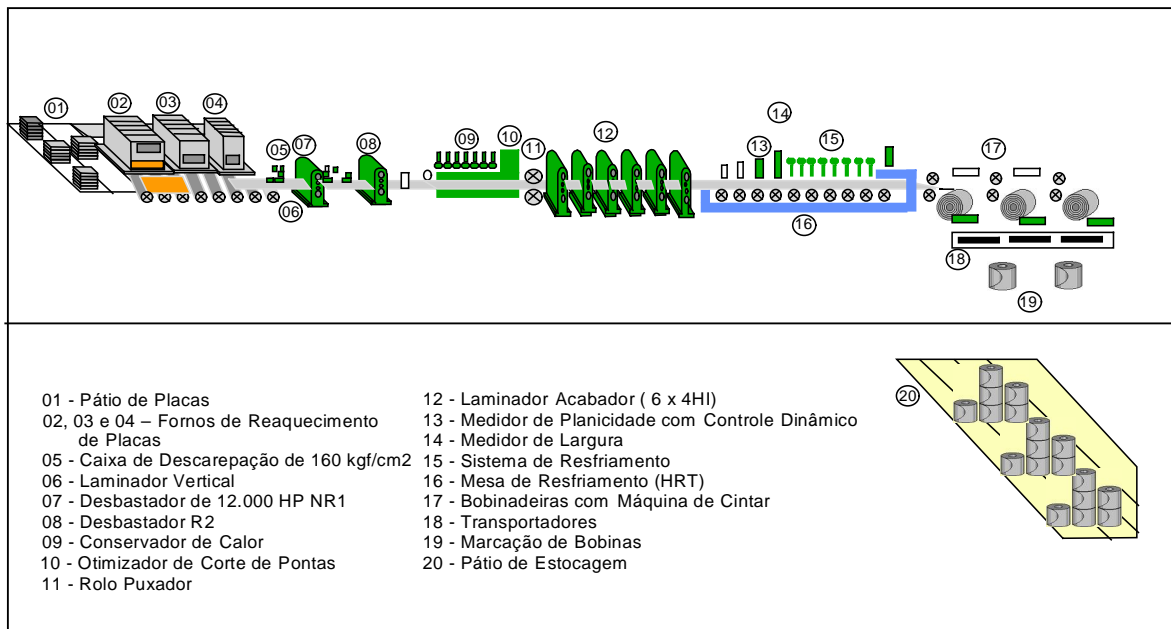


Figura 4.2 – Fluxo produtivo da laminação a quente.

As placas provenientes da aciaria são encaminhadas diretamente para os fornos de reaquecimento onde foram reaquecidas a uma temperatura de 1200°C e tempo de 180min.

Dos fornos, as placas seguiram para o laminador desbastador para serem transformadas em esboço com espessura final de 28mm a 34mm. Esta operação foi feita em área composta de uma caixa de descarepação e dois laminadores desbastadores, reversíveis, de uma cadeira.

Seguindo o fluxo produtivo, o esboço foi enviado para o trem acabador de 6 cadeiras, onde foi laminado até a espessura visada de 3,20mm. Para o material em questão, foi objetivada a temperatura de acabamento de 870°C. Após a última cadeira do

laminador e antes do bobinado, a tira recebeu um resfriamento de uma cortina de água visando atingir a temperatura de 600°C. Terminado o processamento a quente, foram geradas 12 bobinas a quente (BQs) que seguiram o fluxo para a laminação a frio, como matéria prima deste processo.

4.2.2 – Laminação a Frio

Na laminação a frio, as 12 bobinas a quente foram processadas em lote no PLTCM (Pickling Line Tandem Cold Mill), com uma redução de 63%, para uma espessura final de 1,20mm, gerando 6 bobinas a frio (BFs) formadas por 2 BQs cada uma, conforme figura 4.3.

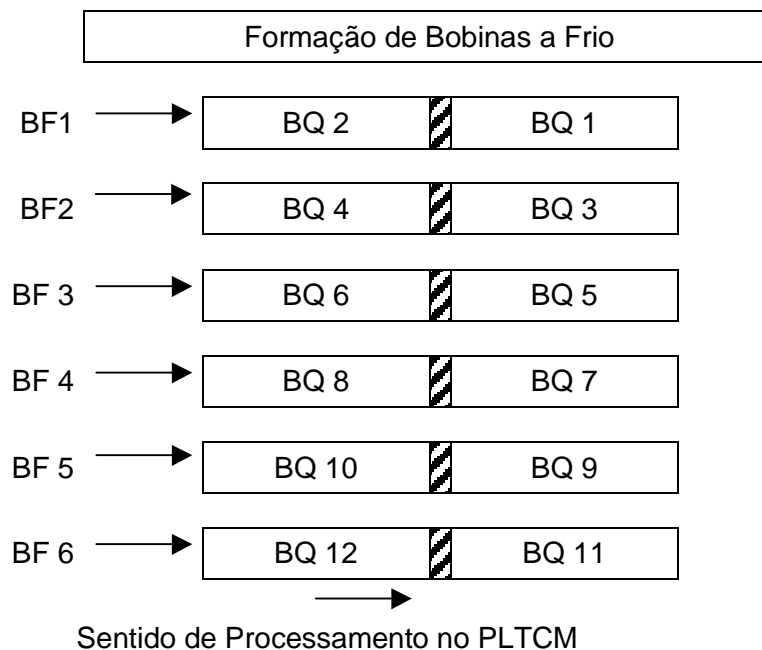


Figura 4.3 - Formação das bobinas para laminação a frio.

O PLTCM mostrado na figura 4.4 é o processo contínuo de uma decapagem e um laminador Tandem de 5 cadeiras.

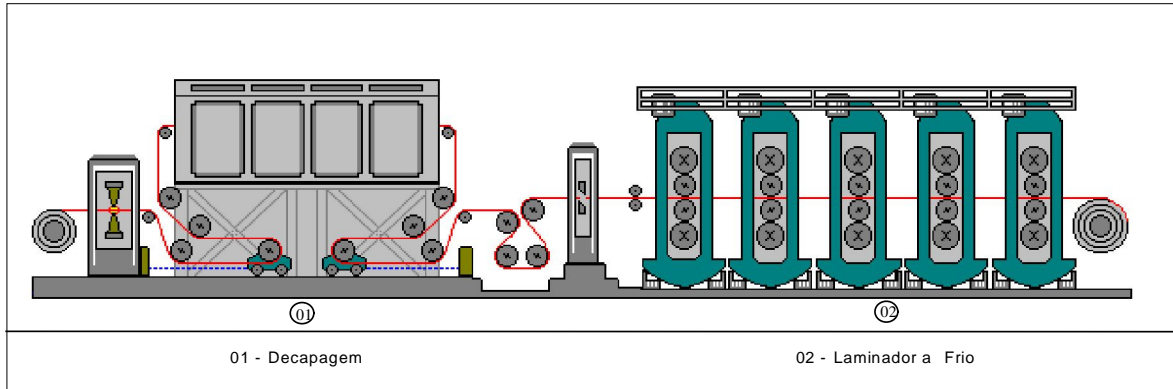


Figura 4.4 – Desenho esquemático do PLTCM.

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 de diâmetros variáveis que, através de um movimento transversal, permitem a mudança instantânea de coroamento, conseqüentemente melhor planicidade.

Logo após a laminação a frio, as 6 bobinas a frio seguiram o fluxo para o processamento no recozimento contínuo – CAPL (Continuous Annealing Processing Line).

O CAPL (figura 4.5) é uma linha composta pelos processos de limpeza eletrolítica, recozimento, encruamento e acabamento. O processo de limpeza eletrolítica tem a finalidade de remover os resíduos da superfície da tira (óleo e pó de ferro), oriundos do processo de laminação a frio. O recozimento propriamente dito, é feito em atmosfera protetora com HN, sendo constituído por fornos de aquecimento, encharque e resfriamento.

Os fornos de aquecimento são aquecidos através de tubos radiantes. Os de encharque, apenas mantêm a temperatura da tira e são aquecidos por resistências elétricas. O resfriamento é feito pela circulação do gás HN, com o processo HGJC (High Gas Jet Cooling).

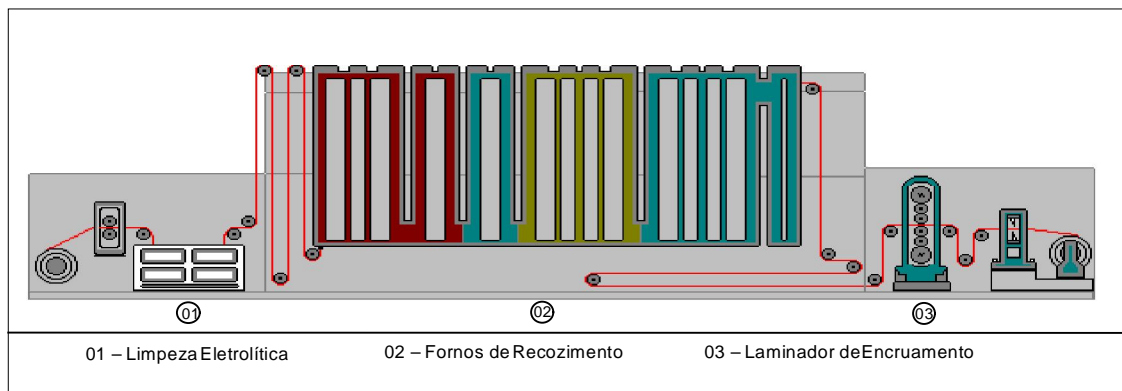


Figura 4.5 – Desenho esquemático do CAPL.

Para esta etapa, foram avaliados 3 níveis de temperatura de encharque no CAPL, portanto, 2 bobinas a frio para cada temperatura. Para atender à necessidade do processo Usiminas, em aumentar o tempo de vida útil dos tubos radiantes responsáveis pela transmissão de calor para o material, optou-se por estudar o comportamento mecânico do aço em questão sob influência de temperaturas de encharque mais baixas em relação à condição visada atualmente no processo que é de 760°C. Os demais parâmetros foram praticados conforme o ciclo térmico visado geralmente para o aço ARBL, mostrado na figura 4.6.

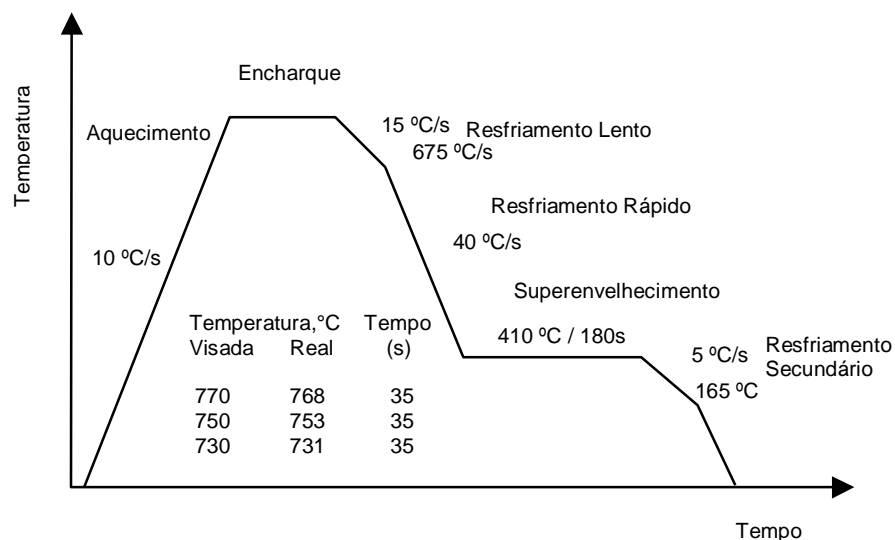


Figura 4.6- Ciclo térmico do aço ARBL no CAPL⁽³¹⁾.

O encruamento foi realizado continuamente ao processo de recozimento, no laminador UCM 6HI (seis cilindros) de acionamento hidráulico (aplicação de carga é feita por pistões hidráulicos do tipo – *push up*). Este laminador está situado na laminação de

tiras a frio nº 2 da USIMINAS, acoplado ao CAPL e, para esta etapa, foram avaliados 6 níveis de deformação para cada temperatura de encharque especificada. A cada mudança no valor de deformação do encruamento, foi feita uma parada do laminador para identificar, com pincel e etiqueta, a região de mudança. Através dos níveis de deformação que foram aplicados, mostrados na tabela IV.2, pretendeu-se avaliar o comportamento mecânico do material antes (como recozido), durante e após eliminação do patamar de escoamento ou seja, situação como encruado.

Tabela IV.2 – Níveis de deformação na laminação de encruamento.

Temperatura de Encharque (°C)	Deformações no Encruamento (%)					
770	0,0	0,7	1,2	1,7	2,2	2,7
750						
730						

O planejamento da distribuição das deformações de encruamento em função das temperaturas de encharque é mostrados através da figura 4.7.

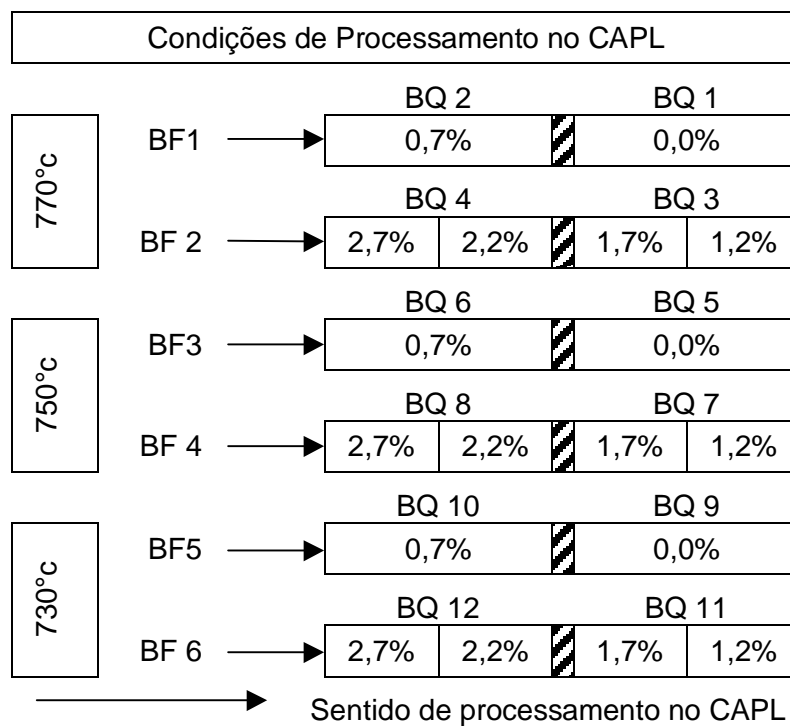


Figura 4.7 – Representação do processamento experimental no CAPL (Os valores representados em percentual referem-se a deformações aplicadas no encruamento, escolhidos intencionalmente para mostrar o comportamento do YPE deste aço).

Após o processamento no CAPL, as bobinas foram enviadas à linha de rebobinamento para serem subdivididas e amostradas.

4.3 – Amostragem e testes

A amostragem e os testes que foram realizados são indicados na tabela IV.3. foram realizados testes para caracterização do material, da microestrutura e do comportamento mecânico, a saber:

- análise química: foi verificada a composição química de todas as bobinas a quente (BQs) para confirmação dos valores informados quando da realização da corrida em escala industrial;
- propriedades mecânicas: os ensaios foram realizados em uma máquina de tração INSTRON de 10t, utilizando corpo de prova (cp) conforme norma NBR 6673-1981. foram avaliados limite de escoamento, limite de resistência e alongamento;
- análise metalográficas: foram avaliados por microscópio óptico, nas amostras, o tamanho de grão ferrítico utilizando como método a norma ASTM-E-112-1996.

As bobinas a frio (BFs), foram amostradas no topo (região externa), meio (região central) e base (região interna) enquanto que as BQs, para evitar subdivisão, foram amostradas somente no topo e base. As regiões de instabilidade do processo, tanto na condição de bobina a quente quanto em bobina a frio, foram eliminadas por sucataamentos de pontas.

Tabela IV.3 – Amostragem e testes

Local de amostragem	Entrada do PLTCM		Rebobinamento (após CAPL)		Total	
	Número de análises/testes	Quantidade de amostras	Número de análises/testes	Quantidade de amostras	Análises e testes	Amostras
Composição Química	(1 x 12) Topo 12	24		54	12	78
Metalografia Óptica	(1 x 12) + (1x 12) Topo e Base 24		(1 x 12) + (1 x 12) + 1x12 Topo, Meio e Base 36		60	
Tração	(1 x 12) + (1x 12) Topo e Base 24		3(1 x 12)+3(1x 12)+3(1 x 12) Topo, Meio e Base 162		186	
Total Geral	(60)	24	(198)	54	(258)	78

Obs.: Os números entre parêntese, referem-se a quantidade de análise/testes do experimento.

5 – Resultados e Discussão

5.1 – Análise química das amostras processadas em escala industrial

A composição química do aço pela aciaria está mostrado na tabela V.1.

Tabela V.1 – Resultados de análise química (% peso).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
0,06	0,64	0,02	0,013	0,008	0,055	0,037	0,0033

A tabela V.2 mostra os resultados de análise química provenientes das amostras de 12 bobinas a quente (BQs), retiradas na entrada da linha de decapagem acoplada ao laminador a frio (PLTCM). Os valores mostrados na tabela referem-se a média de 12 BQs.

Tabela V.2 – Resultados de análise química do aço como LQ (% peso).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
0,06	0,65	0,02	0,015	0,010	0,054	0,038	0,0038

Os resultados de análise química, tanto os referentes à aciaria (tabela V.1), quanto os provenientes da amostragem das 12 BQs na entrada do PLTCM (tabela V.2), estão em conformidade com a especificação da composição química do produto, conforme tabela IV-1.

5.2 – Caracterização microestrutural

A figura 5.1 ilustra o aspecto microestrutural das amostras como laminado a frio e recozido continuamente, sem deformação no SPM, nas temperaturas de 730°C, 750°C e 770°C.

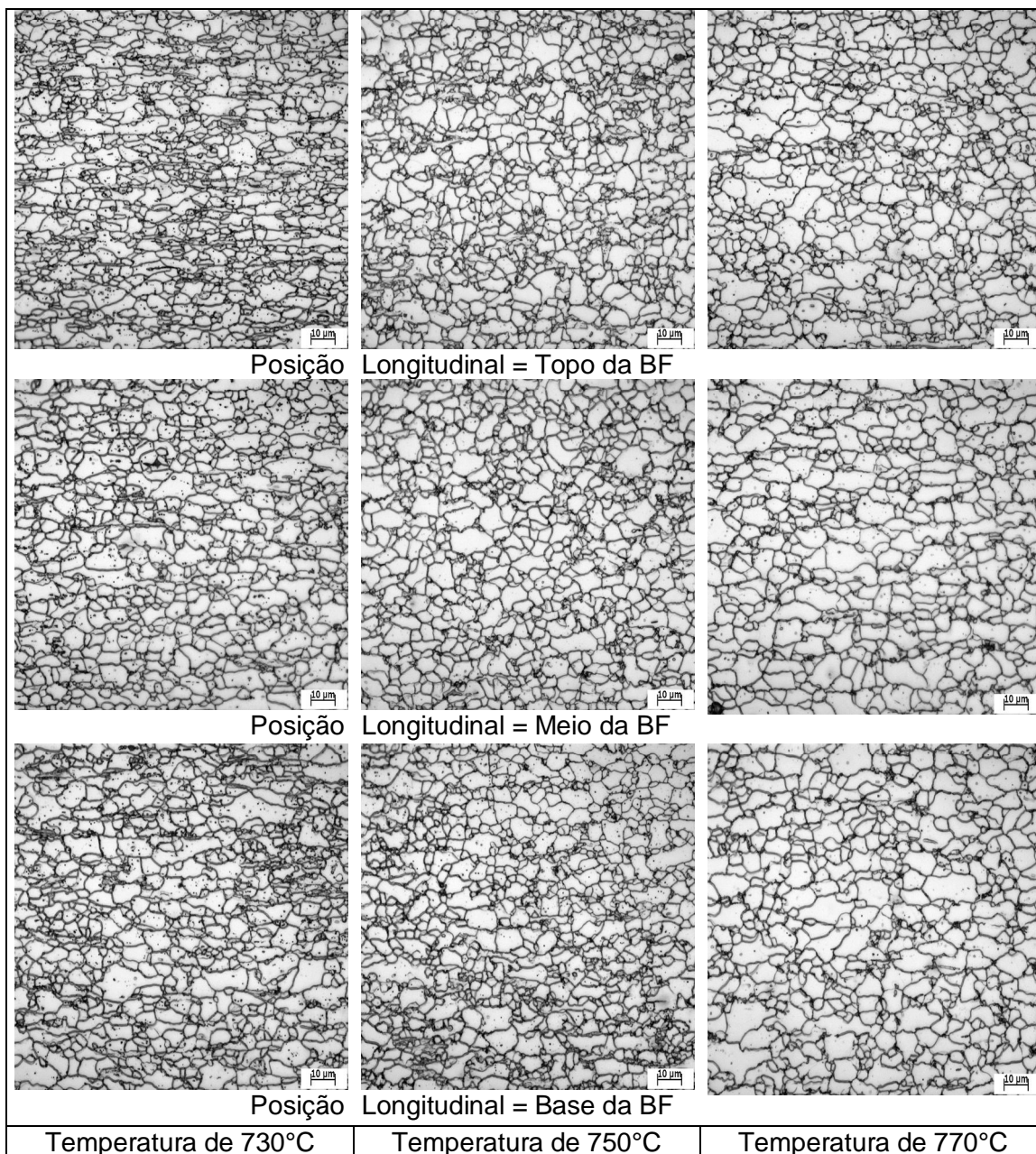


Figura 5.1 – Aspecto microestrutural das amostras (microscopia óptica), como laminado a frio e recozido continuamente, sem deformações no SPM, nas temperaturas de encharque de 730°C, 750°C e 770°C. Ataque Nital 4%. Aumento 1000X.

A microestrutura, independente da temperatura de encharque, apresenta uma predominância de ferrita em comparação a perlita.

A tabela V.3 apresenta os valores médios do tamanho de grão ferrítico, na condição de laminado a frio e recozido continuamente, sem deformação no SPM. A amostragem foi no meio da bobina a frio e recozida, região de estabilidade do processo.

Tabela V.3 – Valores de tamanho médio de grão ferrítico (d) na condição de laminado a frio e recozido continuamente, nas temperaturas de 730°C, 750°C e 770°C.

Temperatura de encharque, °C no CAPL	d(μm)	d (ASTM)
730	5,6 ± 0,6	11,6
750	5,8 ± 0,6	11,6
770	6,3 ± 0,6	11,4

Para mostrar o efeito do tamanho de grão nas propriedades mecânicas do material, foi realizada análise de variância a partir dos resultados de tamanho de grão das amostras retiradas após recozimento contínuo. Com o índice de significância de 5% pode-se concluir que as alterações no tamanho de grão, observadas na tabela V.3, são significativas, ou seja, o tamanho de grão se altera com variações da temperatura de encharque. Os efeitos dessa interferência nas propriedades mecânicas serão discutidos no item 5.3.1.

5.3 – Propriedades mecânicas obtidas no processamento industrial

A tabela V.4 apresenta os valores de propriedades mecânicas à tração e tamanho médio de grão ferrítico na condição de laminado a quente.

Tabela V.4 – Valores de propriedades mecânicas em tração e tamanho de grão médio no aço como laminado a quente.

	LE (MPa)	LR (MPa)	AL* (%)	LE/LR (MPa)	TG d(μm)
Valores Médios	466 ± 7	520 ± 5	29 ± 1	90 ± 1	4,2 ± 0,7

*BM = 50mm

A tabela V.5 apresenta os valores de propriedades mecânicas em tração e valores de comprimento do patamar de escoamento (YPE), na condição de laminado a frio e recozido continuamente.

Tabela V.5 – Valores de propriedades mecânicas em tração no aço como laminado a frio em função das temperaturas de encharque no recozimento contínuo e deformações no SPM.

T (°C)	SPM (%)	LE (MPa)	LR (MPa)	AL* (%)	LE/LR (MPa)	YPE (%)
730	0,0	521 ± 2,9	539 ± 4,4	21,9 ± 2,7	97 ± 0,5	8,0 ± 0,3
	0,7	461 ± 13,2	524 ± 12,7	23,5 ± 1,4	88 ± 0,8	3,3 ± 0,2
	1,2	454 ± 6,2	538 ± 8,3	23,5 ± 1,0	84 ± 1,2	1,9 ± 0,2
	1,7	428 ± 14,2	510 ± 10,0	21,6 ± 3,1	84 ± 1,3	0
	2,2	453 ± 6,8	544 ± 3,8	20,0 ± 1,3	83 ± 0,9	0
	2,7	452 ± 6,8	541 ± 3,4	21,0 ± 2,4	84 ± 1,3	0
750	0,0	493 ± 15,9	512 ± 14,6	26,7 ± 1,6	96 ± 0,9	8,5 ± 1,0
	0,7	451 ± 9,2	516 ± 6,3	25,0 ± 2,3	87 ± 1,0	3,4 ± 0,1
	1,2	432 ± 10,4	524 ± 3,0	24,7 ± 2,6	83 ± 0,5	0,9 ± 0,3
	1,7	421 ± 8,9	509 ± 6,7	23,9 ± 1,0	82 ± 0,3	0
	2,2	426 ± 8,2	521 ± 7,1	21,9 ± 3,4	82 ± 0,7	0
	2,7	433 ± 7,0	523 ± 6,5	23,2 ± 1,5	83 ± 0,6	0
770	0,0	479 ± 10,1	501 ± 7,3	29,0 ± 1,5	96 ± 1,3	7,7 ± 0,4
	0,7	429 ± 12,4	496 ± 8,7	28,2 ± 1,4	86 ± 0,9	3,5 ± 0,5
	1,2	406 ± 3,7	501 ± 6,2	26,4 ± 1,2	81 ± 0,6	1 ± 0,2
	1,7	387 ± 7,0	492 ± 8,7	28,0 ± 1,6	79 ± 0,9	0
	2,2	406 ± 5,3	506 ± 3,7	24,7 ± 0,5	80 ± 1,0	0
	2,7	420 ± 7,7	511 ± 4,6	26,2 ± 1,0	82 ± 1,0	0

*BM = 50mm

A figura 5.2 mostra as variações do limite de escoamento e resistência, nas condições de laminado a quente e laminado a frio recozido continuamente. Percebe-se uma maior queda da resistência do laminado a frio e recozido continuamente quando comparado ao laminado a quente e este efeito intensifica-se à medida que aumenta a temperatura de encharque, considerando 1,7% de deformação no SPM. Esse comportamento alinha-se com os resultados apurados na literatura^(6,16,19,20).

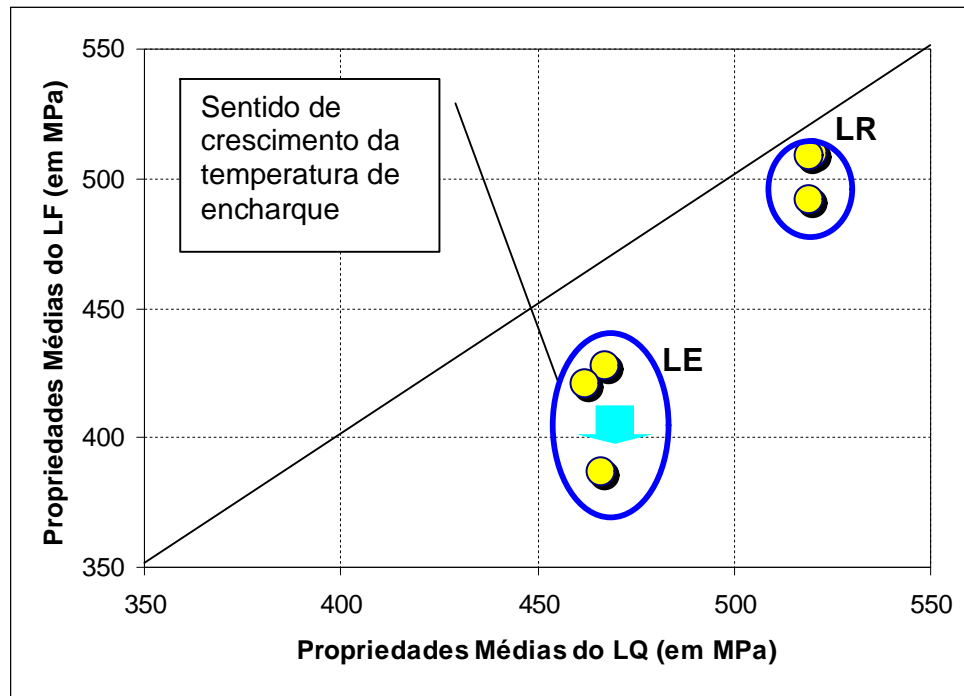


Figura 5.2 – Comparação entre os limites de escoamento e resistência, nas condições de laminado a quente e laminado a frio e recozido continuamente.

A seguir serão apresentados os comentários dos resultados de propriedades mecânicas obtidos após o processamento em escala industrial das condições propostas pelo experimento.

5.3.1 – Influência da temperatura de encharque nas propriedades mecânicas de tração

A influência da temperatura de encharque no recozimento contínuo nas propriedades mecânicas e ductilidade do aço como laminado a frio, medidas em tração, é mostrada através das figuras 5.3 e 5.4 nas diversas condições de temperatura. Vale ressaltar,

entretanto, que estes resultados foram obtidos em materiais recozidos e com 1,7% de deformações no SPM, isto é, $YPE = 0$.

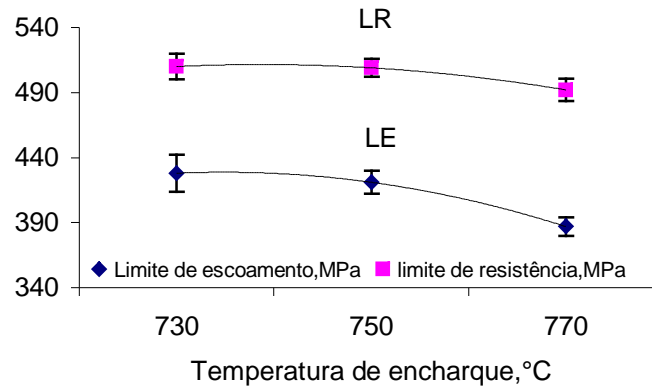


Figura 5.3 – Influência da temperatura de encharque do recozimento contínuo nos valores de LE e LR.

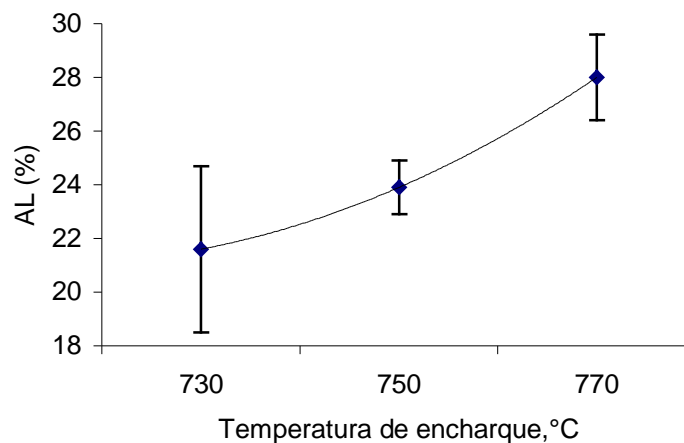


Figura 5.4 – Influência da temperatura de encharque no recozimento contínuo nas variações do AL total.

Percebe-se uma progressiva diminuição, principalmente no LE (41 MPa) com a elevação da temperatura de 730°C para 770°C, sendo que a queda mais pronunciada foi observada no intervalo entre 750°C e 770°C (34 MPa). Já para o LR, a queda foi menos acentuada, quando comparada ao comportamento do LE, considerando os mesmos intervalos de temperatura testados. Já o alongamento total observado pela figura 5.4, exibe um aumento progressivo com aumento da temperatura de encharque,

totalizando uma elevação de 6 pontos percentuais quando a temperatura passou de 730°C para 770°C.

Os resultados obtidos no presente trabalho são referendados por vários autores^(9,19,21), que mostraram o comportamento da resistência e da ductilidade frente às variações de temperatura de encharque no recozimento contínuo. As variações mais acentuadas foram observadas principalmente no limite de escoamento e no alongamento total. Conforme a literatura, não observou-se alterações significativas no tamanho de grão, desta forma, sugere a contribuição de outros mecanismos para explicar a grande sensibilidade das propriedades mecânicas às variações de temperatura; uma destas influências seria o coalescimento dos precipitados de carbonitreto de Nb durante a etapa de encharque.

Neste estudo, contrariando as informações de literatura, foi constatado a significância da alteração no tamanho de grão com a variação da temperatura de encharque, conforme citado anteriormente através de análise estatística. Do trabalho de Goodman⁽¹⁰⁾ (figura 3.3) estima-se o efeito do tamanho de grão através da equação proposta por Hall-Petch:

$\sigma_e = \sigma_1 + k_y \cdot d^{-1/2}$ (eq. 3.1), onde σ_1 é 115 MPa e k_y é 16,5 MPa/mm^{-1/2}, sendo d expresso em milímetros. Como a variação máxima no presente experimento foi de 5,6 μm para 6,3 μm , substituindo-se estes valores na equação 3.1, encontra-se uma diferença de 12 MPa, valor este observado em 22% nas variações do LE (tabela V.5) como diferença entre o maior e o menor valor das três réplicas feitas para cada tratamento desde experimento (média de variação entre as condições testadas é de 7 MPa). Desta forma, apesar de que o tamanho de grão se altera com a variação da temperatura de encharque, porém, esta alteração não promove variações significativas nos resultados de propriedades mecânicas do aço, portanto, os resultados alinham-se com as conclusões finais da literatura.

A figura 5.5 mostra o comportamento da relação elástica com a variação da temperatura de encharque.

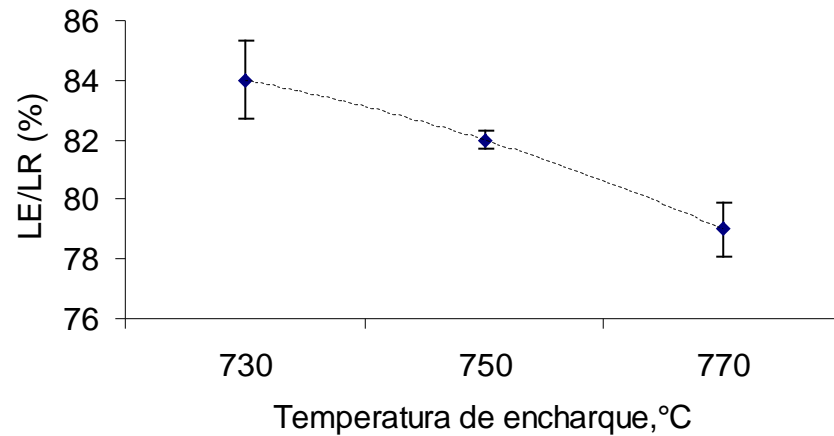


Figura 5.5 – Influência da temperatura de encharque na relação elástica

Nota-se que a razão elástica segue a mesma tendência observada para os limites de escoamento e resistência ou seja, um aumento na temperatura de encharque provoca um decréscimo na relação elástica.

5.3.2 – Influência da temperatura de encharque no comprimento do patamar de escoamento (YPE)

O comprimento médio obtido do patamar de escoamento, nas temperaturas de encharque estudadas, foi de 8,0% com desvio padrão de 0,76%. As figuras 5.6, 5.7, 5.8, 5.9 e 5.10 ilustram a evolução do patamar de escoamento nas diferentes temperaturas e deformações aplicadas no SPM. Foi também observado que, com 1,7% de deformação no SPM para esse grau de aço, independente da temperatura, o patamar já havia sido eliminado (YPE = 0). O comprimento do patamar de escoamento foi calculado manualmente através do gráfico de tração.

Experiências de Goodman⁽⁹⁾ também mostraram que chapas de aço recozidas contendo Nb exibiam patamar de comprimento similar e que para sua eliminação eram necessários valores de alongamento no SPM entre 1,5 a 2,0%.

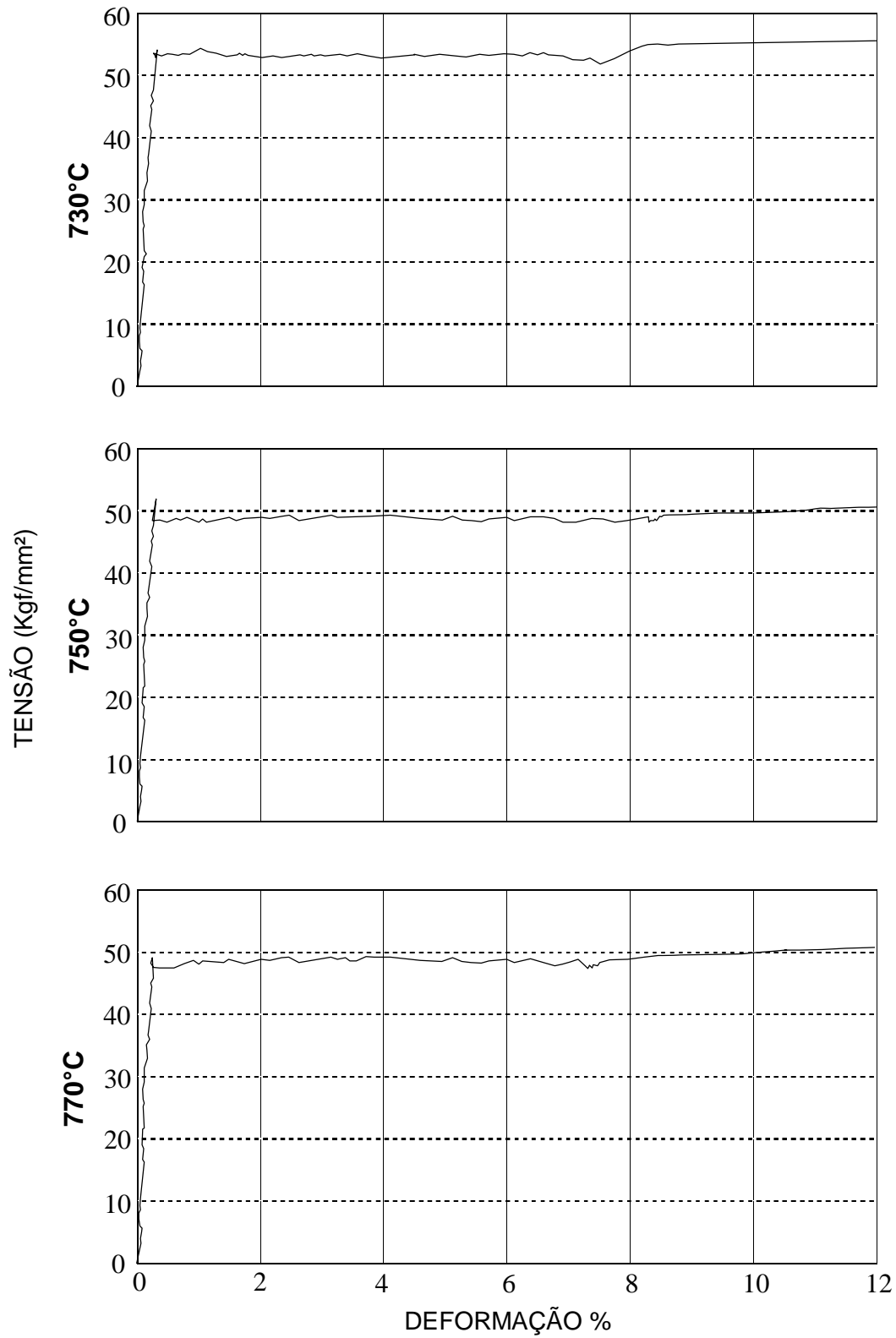


Figura 5.6– Comportamento do patamar de escoamento sob influência da variação de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – Condição SPM = 0,0%.

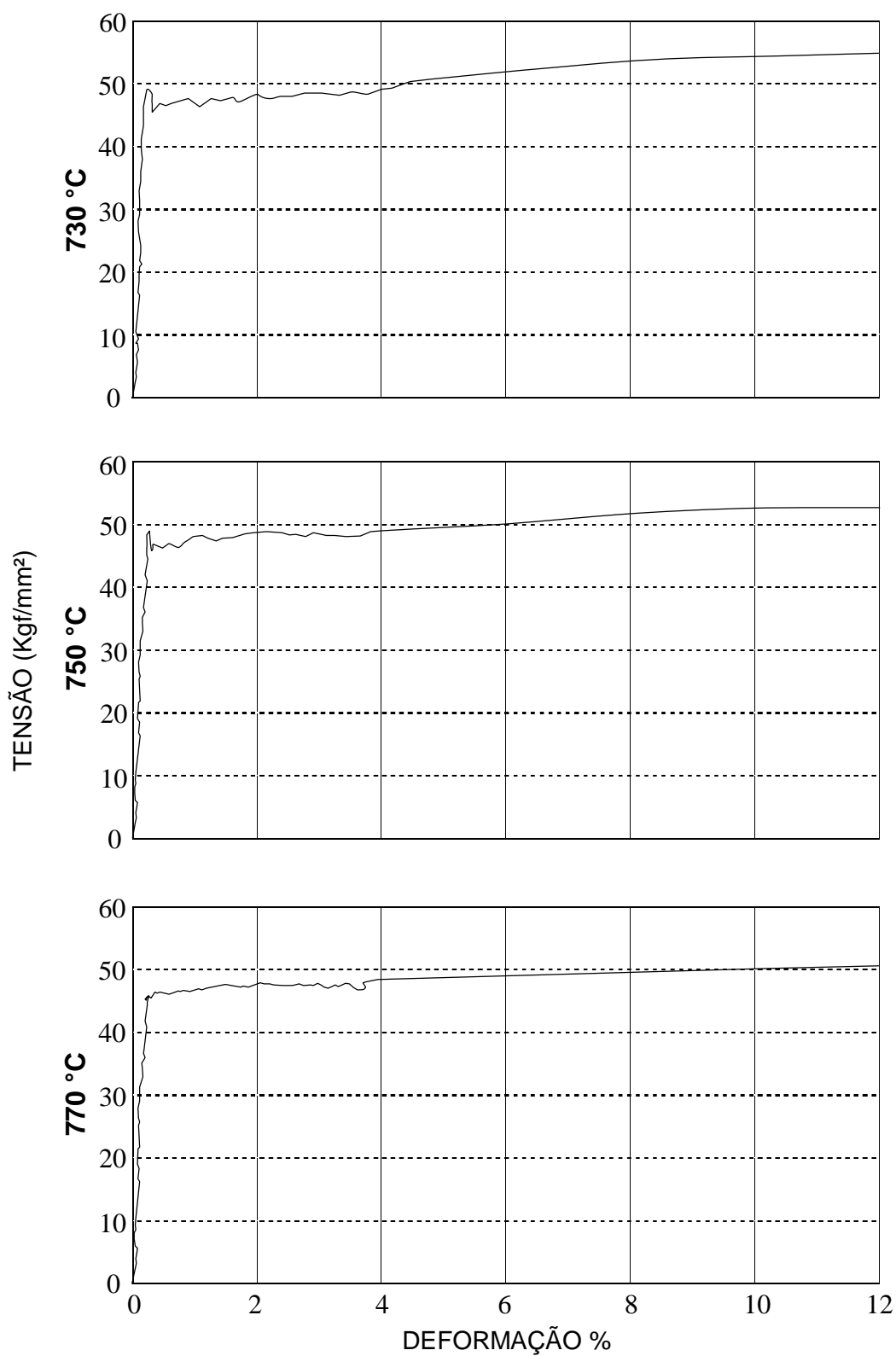


Figura 5.7– Comportamento do patamar de escoamento sob influência da variação de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – Condição SPM = 0,7%.

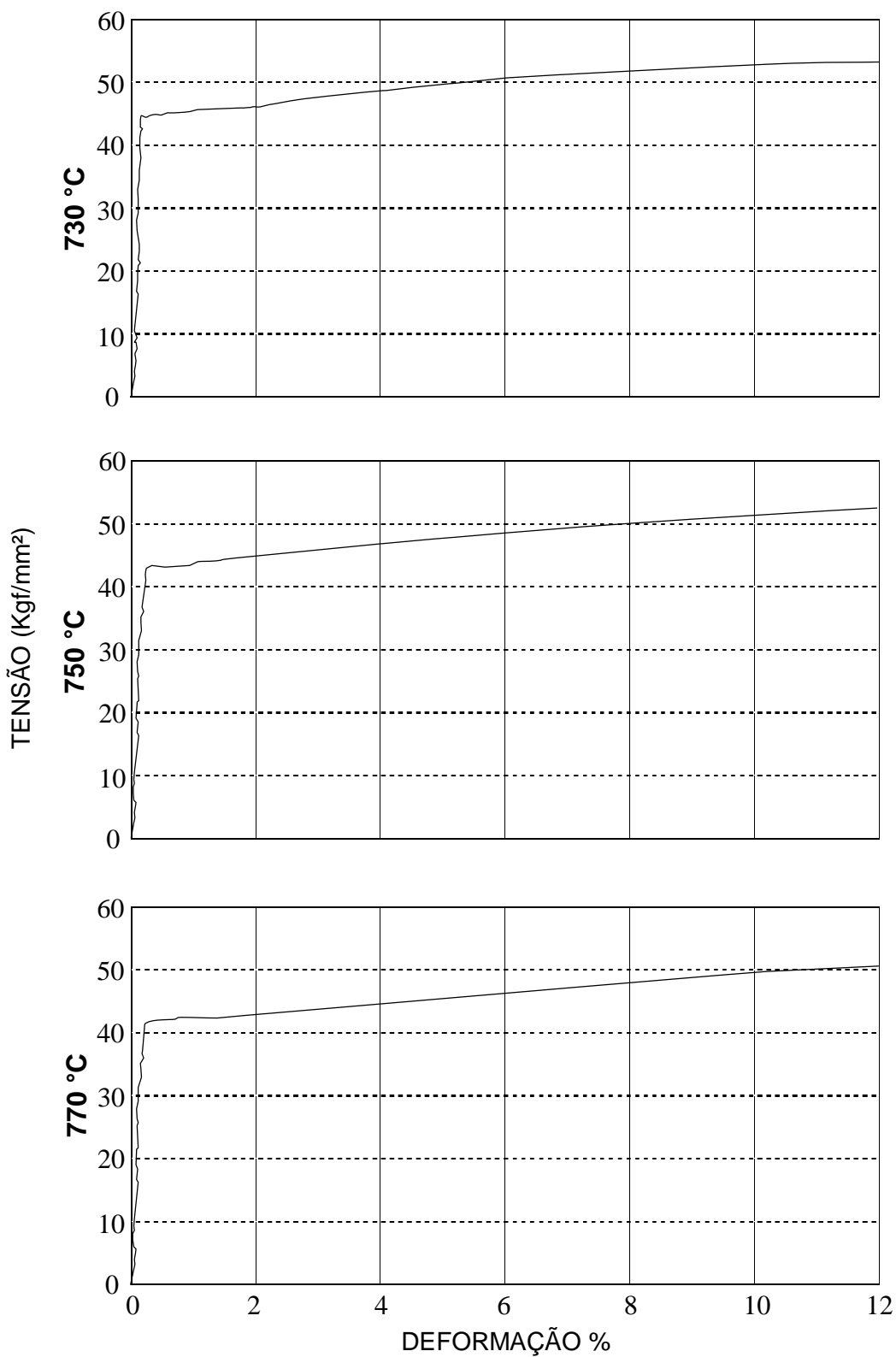


Figura 5.8 – Comportamento do patamar de escoamento sob influência da variação de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – Condição SPM = 1,2%.

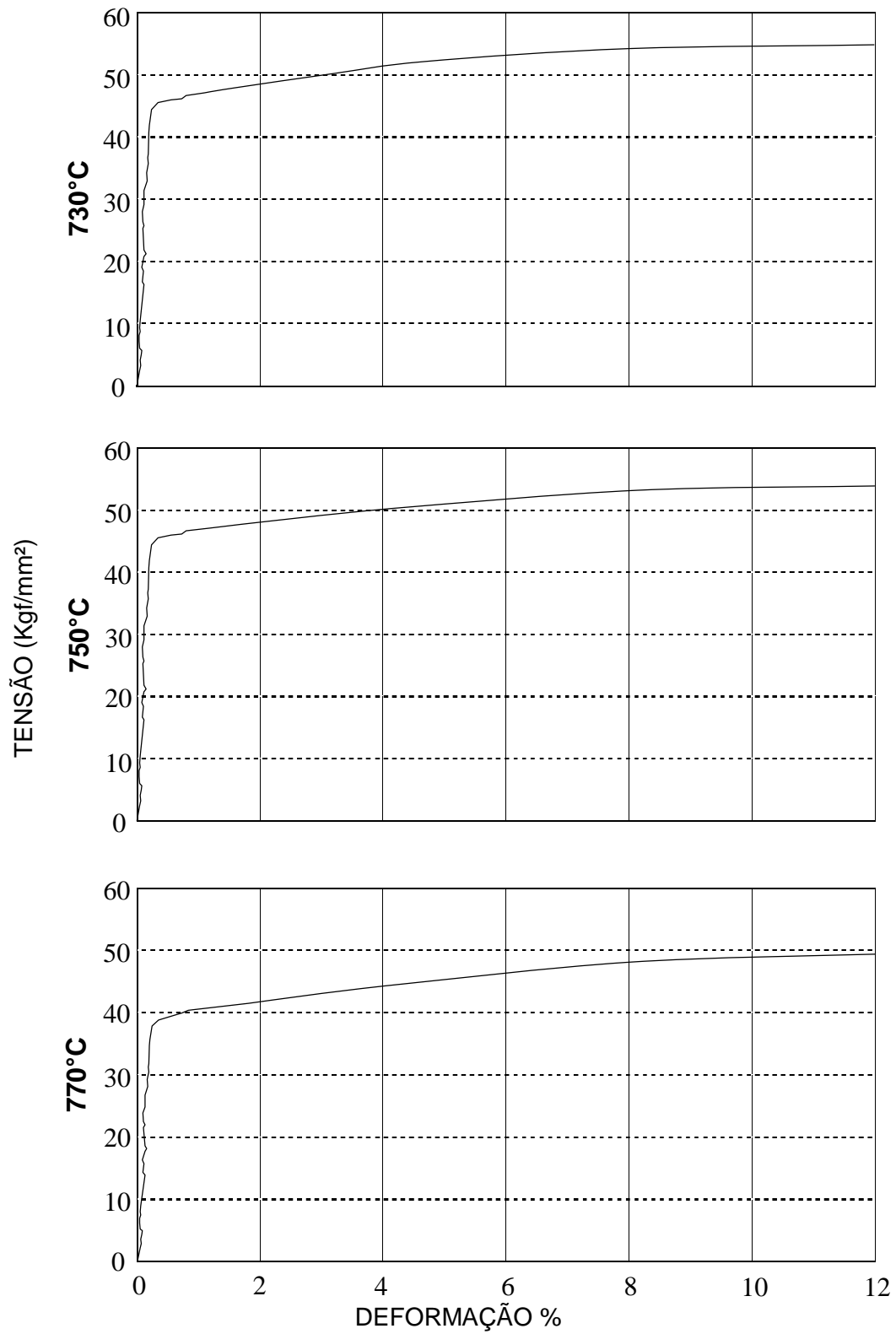


Figura 5.9 – Comportamento do patamar de escoamento sob influência da variação de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – Condição SPM = 1,7%.

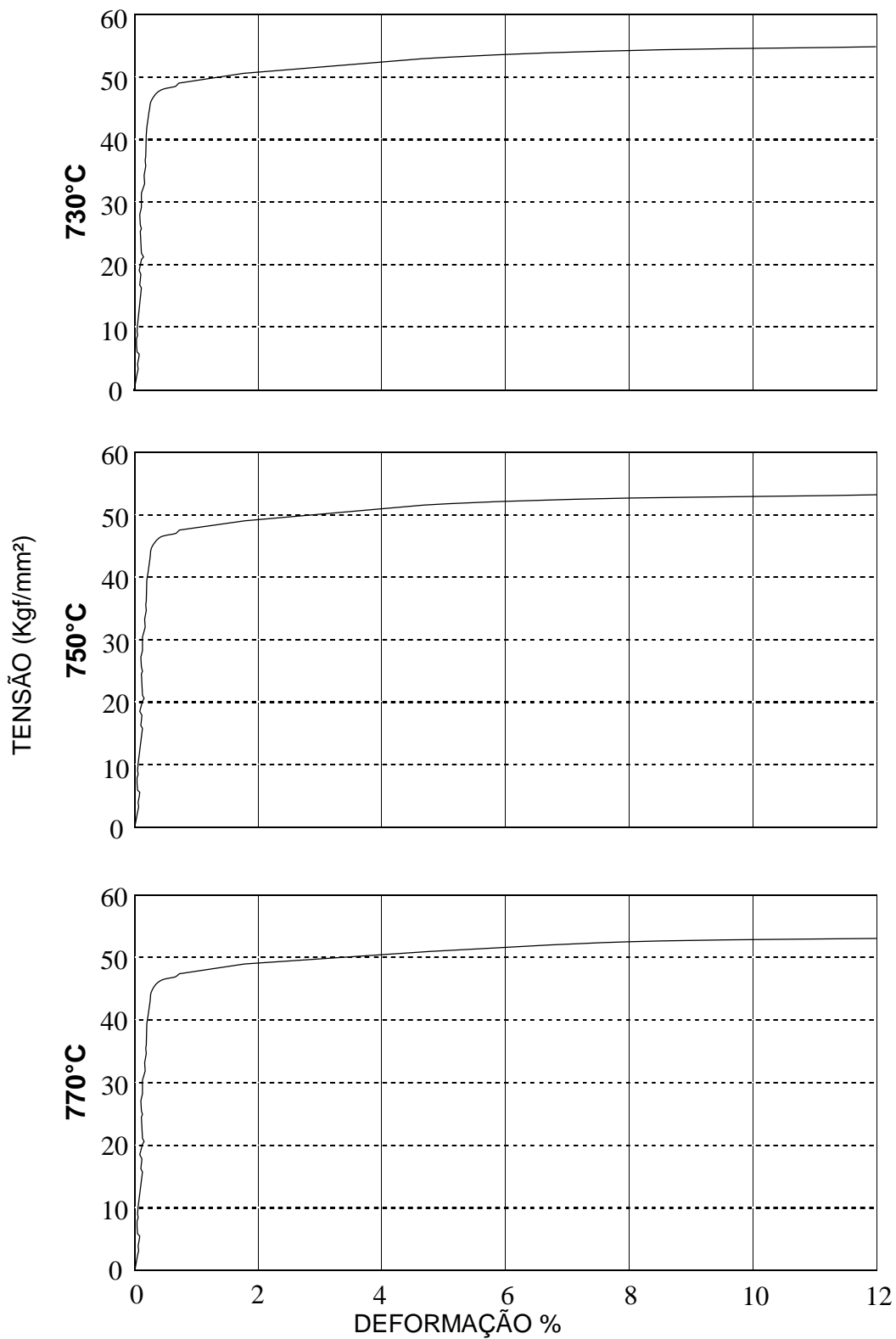


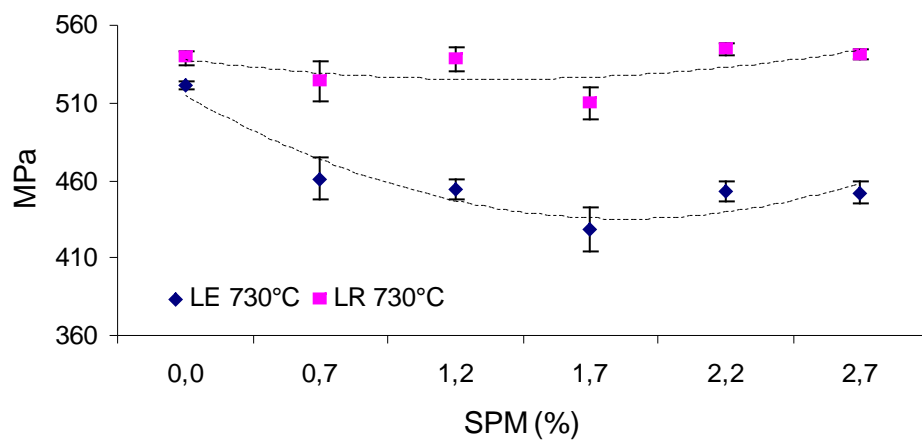
Figura 5.10 – Comportamento do patamar de escoamento sob influência da variação de temperatura de encharque no CAPL e deformações no SPM – Condição SPM = 2,7%.

5.3.3 – Influência do SPM nas propriedades mecânicas do material e no comprimento do patamar de escoamento (YPE)

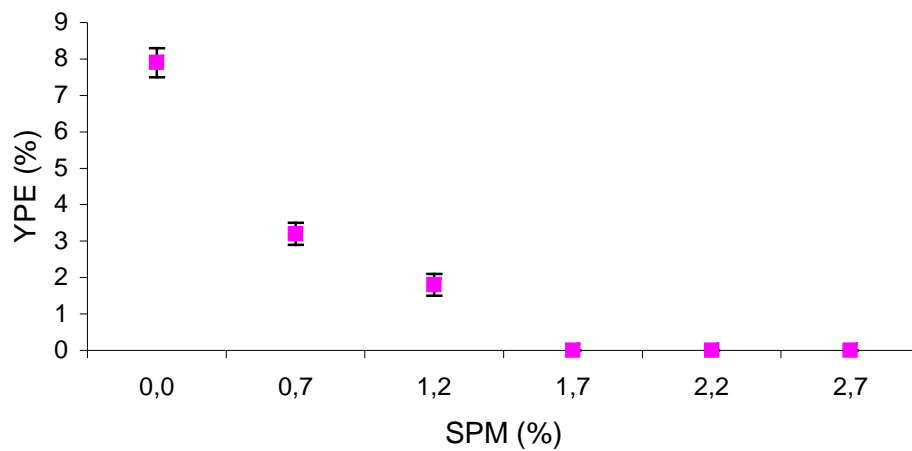
As figuras 5.11a, 5.12a e 5.13a, mostram os comportamentos tanto do LE quanto do LR para diferentes deformações no SPM. Observa-se que o LE inicialmente decresce sob influências de pequenas deformações, atinge um ponto ou uma região de mínimo e em seguida passa crescer discretamente com maiores valores de deformações. Quanto ao LR, foi observado um comportamento oscilante com variação do SPM. No entanto, é claramente percebido que LE é sensível às variações das deformações no SPM, independente da temperatura de encharque a que é submetido o material.

Já o patamar de escoamento (YPE), conforme pode ser observado nas figuras 5.11b, 5.12b e 5.13b, decresce de comprimento à medida que aumentam as deformações no SPM, até sua completa supressão. Neste estudo, a supressão do YPE foi verificada para a deformação de 1,7% no SPM, independente da temperatura de encharque.

O comportamento do LE, conforme literatura, pode estar associado à geração de deslocações livres (móveis) durante o processo de conformação do material, favorecendo inicialmente a ocorrência de escoamento em vários pontos simultaneamente. Com aumento da quantidade de deformação aplicada, há uma elevação do limite de escoamento devido ao encruamento causado pela intercessão das deslocações móveis e deslocações imóveis, que atuam como barreiras à movimentação de outras deslocações, até que a tensão atinja um nível suficiente alto capaz de romper tal bloqueio. Acredita-se que essa seja também a causa para um discreto aumento do LR, bem como da queda do alongamento total.

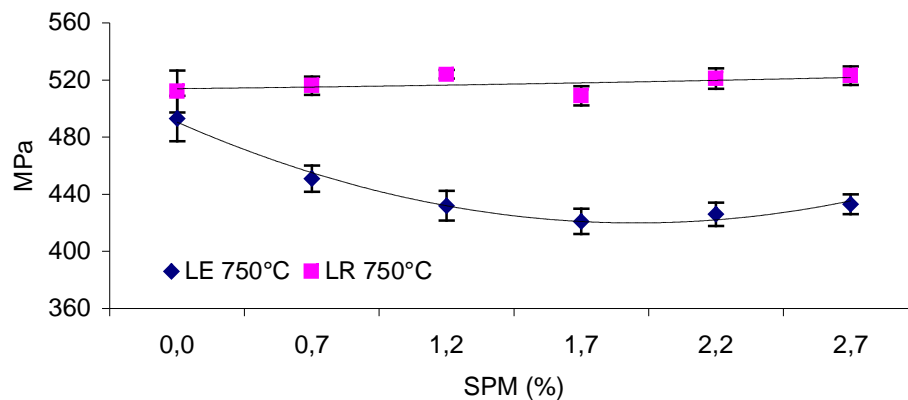


a) Variações do LE e LR

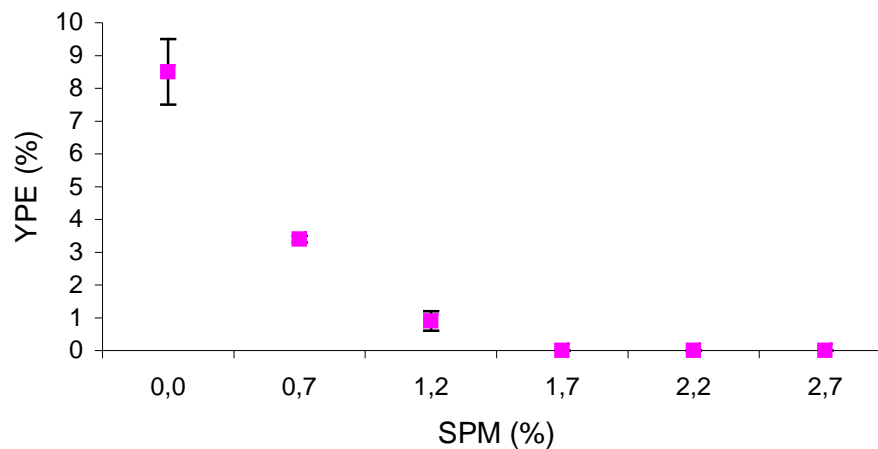


b) Variações YPE

FIGURA 5.11 – Influência das deformações no SPM no a) limite de escoamento b) variações no YPE para temperatura de encharque de 730°C.

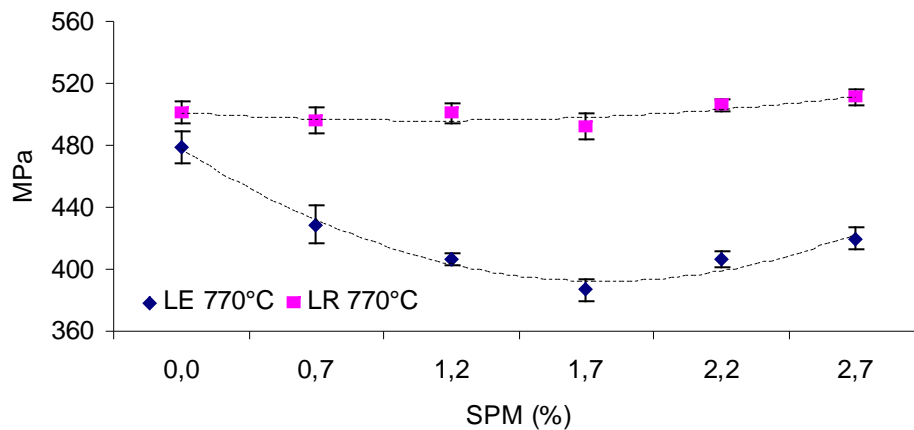


a) Variações do LE e LR

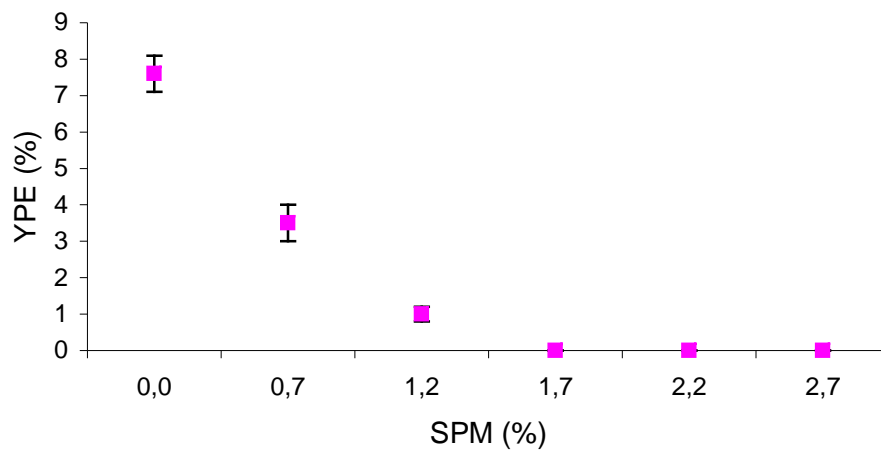


b) Variações do YP-EL

FIGURA 5.12 – Influência das deformações no SPM no a) limite de escoamento b) variações no YPE, para temperatura de encharque de 750°C.



a) Variações do LE e LR



b) Variações do YPE

FIGURA 5.13 – Influência das deformações no SPM no a) limite de escoamento b) variações no YPE, para temperatura de encharque de 770°C.

A figura 5.14 mostra o comportamento do limite de escoamento em função da deformação no encruamento e temperatura de encharque no recozimento contínuo. Pode-se observar que, pela combinação da temperatura e deformação no encruamento, obtém-se uma grande variabilidade nos valores de LE, sendo esta propriedade considerada muito susceptível à deformação no SPM, provocando um efeito da ordem de 85 MPa, conforme verificado neste estudo. Para a temperatura de encharque no intervalo estudado entre 730°C e 770°C, considerando a deformação do SPM de 1,7% (YPE = 0,0%), foi observada uma queda de 41 MPa no limite de escoamento, notadamente mais acentuada para o intervalo de temperatura entre 750°C e 770°C (34 MPa), o que equivale à perda de 1,7 MPa/°C, cinco vezes maior que a observada nos intervalos entre 730°C e 750°C.

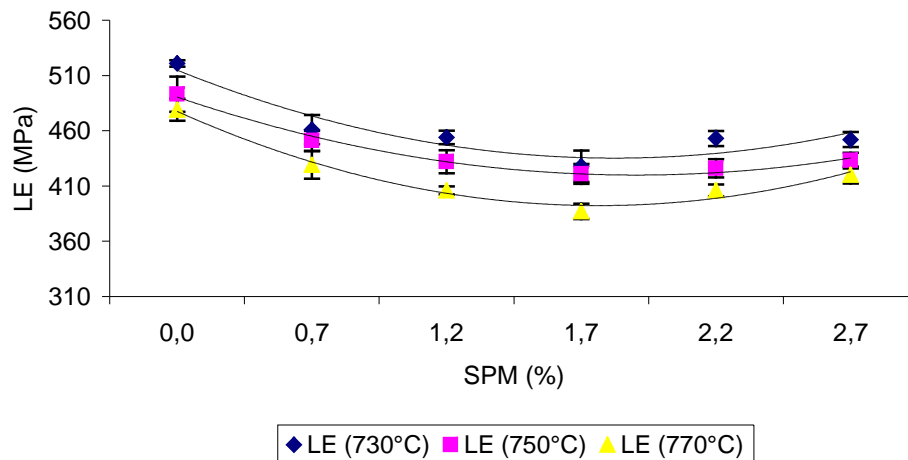
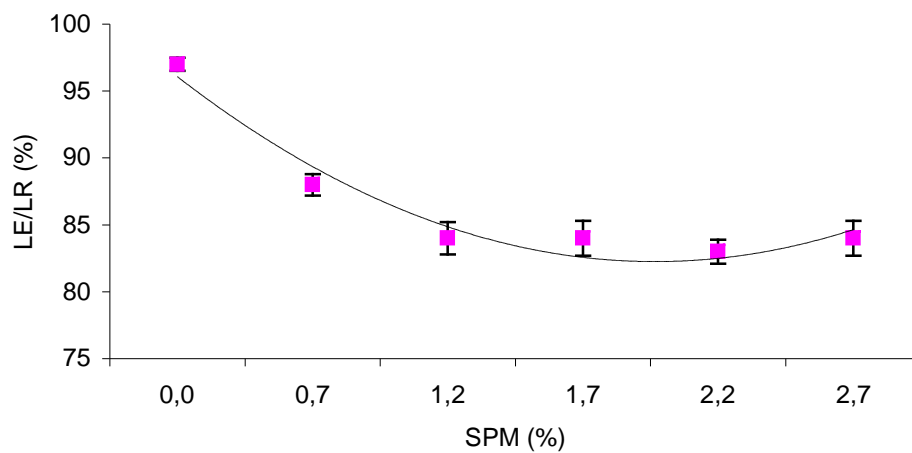
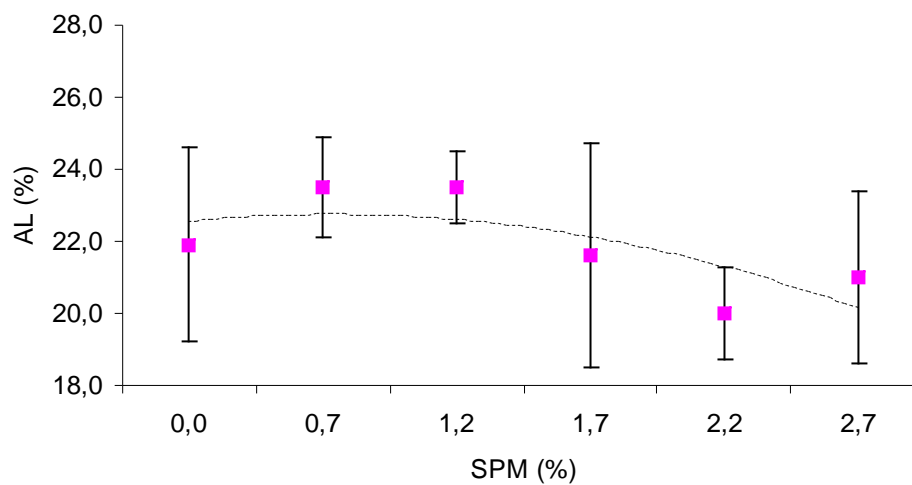


Figura 5.14 – Influência da temperatura de encharque no recozimento contínuo e da deformação no SPM no limite de escoamento do aço ARBL de grau 340 MPa.

As figuras 5.15, 5.16 e 5.17 mostram o comportamento da relação elástica e variação do alongamento total em função do grau de deformações no encruamento.

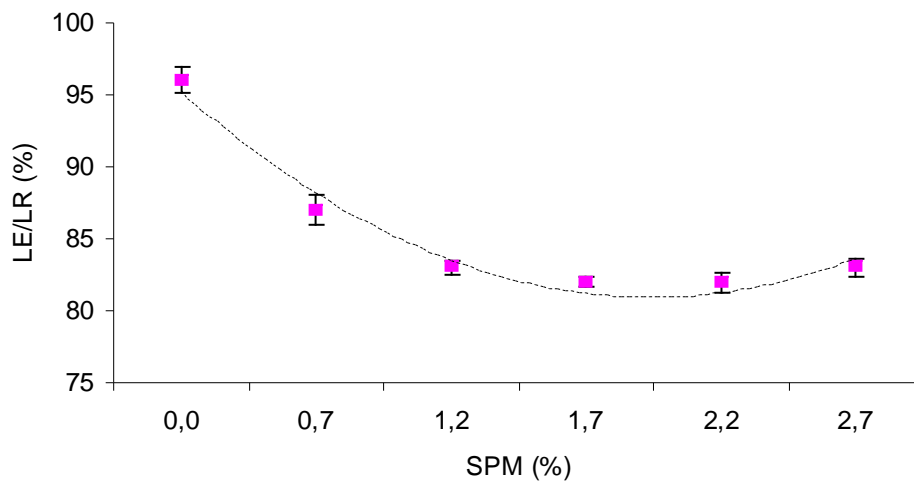


a) Variação da razão elástica (LE/LR)

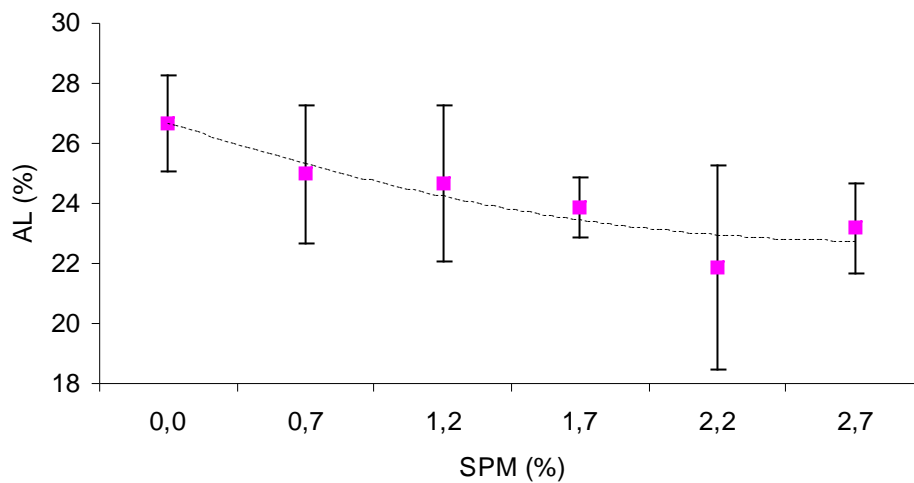


b) Variações do alongamento total (AL)

FIGURA 5.15 – Influência das deformações no SPM na razão elástica e no alongamento total, para temperatura de encharque de 730°C.

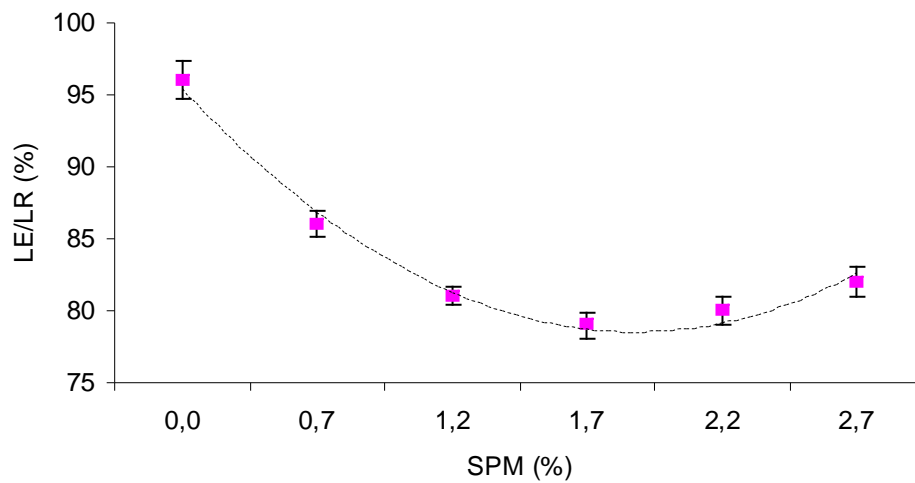


a) Variação da razão elástica (LE/LR)

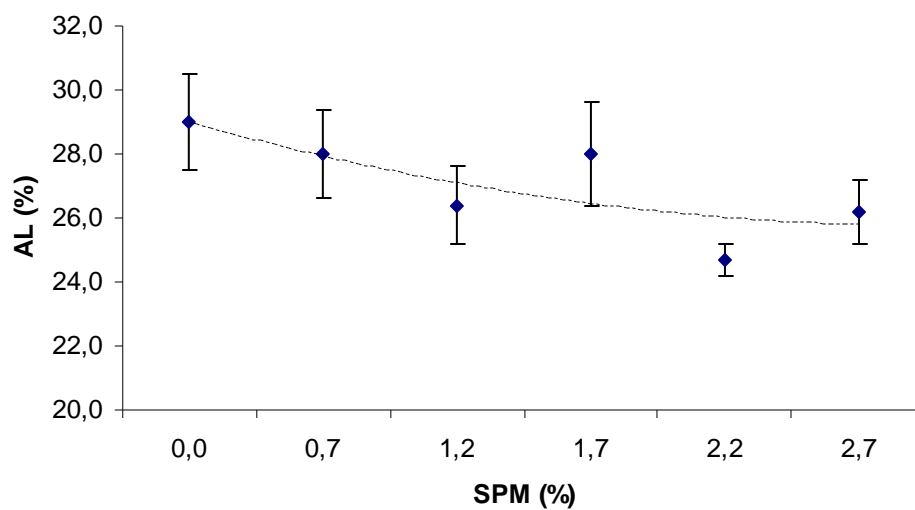


b) Variações no alongamento total (AL)

FIGURA 5.16 – Influência das deformações no SPM na razão elástica e no alongamento total, para temperatura de encharque de 750°C.



a) Variações da razão elástica (LE/LR)



b) Variações no alongamento total (AL)

FIGURA 5.17 – Influência das deformações no SPM na razão elástica e no alongamento total, para temperatura de encharque de 770°C.

Percebe-se, pela observação das figuras 5.15, 5.16 e 5.17, que independente da temperatura de encharque, o comportamento tanto da razão elástica quanto do AL total é aproximadamente o mesmo.

A razão elástica decresce até atingir um mínimo e em seguida cresce com o aumento das deformações no SPM. Esse comportamento acompanha o mesmo observado para o limite de escoamento através das figuras 5.11a, 5.12a e 5.13a, uma vez que o LR é pouco influenciado pelas variações da deformação no SPM.

Com relação ao alongamento total, pode-se observar uma ligeira tendência de queda quando submetido a deformações crescentes no SPM, possivelmente devido ao mecanismo de endurecimento por deslocamentos, discutido no item 3.24.

5.3.4 – Considerações Finais

O grau ZSTE 340 da especificação SEW 093⁽⁴¹⁾ estabelece os requisitos mostrados nas tabelas V.6 e V.7.

Tabela V.6 – Valores garantidos de composição química para o grau ZSTE 340 (% em massa).

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb
≤ 0,10	≤ 1,00	≤ 0,50	≤ 0,0030	≤ 0,030	≤ 0,015	≤ 0,090

Comparando-se os valores de composição química obtidos no aço deste estudo, mostrados na tabela V.2, verifica-se que eles satisfazem aos requisitos estabelecidos para especificação ZSTE 340 da norma SEW 093.

Tabela V.7 – Valores garantidos de propriedades mecânicas em tração para o grau ZSTE 340.

LE (MPa)	LR (MPa)	AL* (%)
340 – 440	410 – 530	≥ 20

*BM:80 mm

Com relação aos valores de propriedades mecânicas em tração, pode-se afirmar que somente a temperatura de encharque de 770°C atendeu aos requisitos da especificação SEW 093 para o grau ZSTE 340, conforme os resultados apresentados na tabela V.5. Isto significa que eventual produção, considerando somente a redução da temperatura de encharque, mostra inadequada para o atendimento dos requisitos normativos deste grau de aço.

Vale ressaltar que no estudo o alongamento percentual foi medido utilizando um corpo de prova de largura 12,5mm e base de medida de 50mm enquanto que na especificação SEW 093, especifica alongamentos medidos com corpo de prova de largura 20mm e base de medida de 80mm. Os valores de alongamento obtidos na base de 50mm à temperatura de encharque de 770°C são relativamente superiores ao mínimo estabelecido para o grau ZSTE 340.

6 – CONCLUSÕES

A temperatura de encharque afetou significativamente as propriedades em tração do material (LE, LR e AL), mais notadamente o limite de escoamento e o alongamento total. O efeito da temperatura sobre o LE é da ordem de 1 MPa de decréscimo para cada 1°C de acréscimo na temperatura de encharque. O efeito total é da ordem de 42 MPa, quando a temperatura de encharque passa de 730°C para 770°C.

O LR é afetado pela temperatura de encharque, com uma queda de 32 Mpa.

A razão elástica (LE/LR) segue o mesmo padrão diagnosticado para o LE e LR ou seja, o aumento da temperatura provoca um decréscimo na relação elástica, passando de 84 MPa para 79 MPa, quando a temperatura de encharque passa de 730°C para 770°C.

O alongamento total também sofre o efeito da temperatura de encharque: seu valor cresce 7% quando a temperatura passa de 730°C para 770°C.

O comprimento do patamar de escoamento (YPE), diferentemente das outras variáveis de saída, não foi influenciada pela temperatura de encharque.

O tamanho de grão ferrítico sofreu alteração significativa com o aumento da temperatura de encharque, confirmado por análise de variância com 5% de significância. Porém, a contribuição da alteração do tamanho de grão nas propriedades mecânicas é pequena, reforçando o parecer de autores que citam o endurecimento por precipitação como o principal mecanismo para aumento da resistência mecânica destes aços, quando recozidos.

A deformação no SPM é a principal variável em termos de influência no LE, provocando um efeito da ordem de 85 MPa. Não apresenta comportamento linear, passando por um valor mínimo em 1,7% de deformação no SPM.

O LR apresenta um comportamento com muita oscilação, quando submetido a deformação no SPM. Acima de 1,7% de deformação sugere que o SPM promova aumento do LR.

A razão elástica, em função da forte influência do SPM sobre o LE, a curva deformação versus relação elástica é do mesmo tipo do LE porém, com comportamento mais estável após o ponto mínimo, em função do acréscimo de LR após este valor de deformação.

O alongamento total, de maneira análoga ao LR, tem comportamento variável até 1,7% de deformação no SPM. quando passa por uma mudança mais significativa, diminuindo o valor, entretanto sem descrever uma tendência clara.

A eliminação do YPE é inversamente proporcional à deformação no SPM, até um valor mínimo de zero, com a deformação de 1,7% , coincidindo com o valor mínimo do LE. A partir daí inicia-se o endurecimento por encruamento com aumento da densidade das deslocções.

Dos níveis testados, a combinação temperatura de encharque a 770°C e deformação no SPM de 1,7%, foi a condição que melhor atendeu à especificação SEW 093⁽⁴²⁾ para o grau ZSTE 340, contrariando a expectativa de redução de temperatura, afim de diminuir custos operacionais. Entretanto, o conhecimento aqui desenvolvido pode ser base para outros experimentos visando minimização de custos. Eventual produção, considerando-se somente a redução de temperatura de encharque, mostra-se inadequada para o atendimento dos requisitos normativos deste grau de aço.

7 – RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Através deste estudo, foi possível mostrar o ponto ótimo operacional para produção do aço ARBL como laminado a frio e recozido continuamente, bem como permitir o desenvolvimento de aços com graus de resistência distintos a partir da mesma faixa de composição química ou até mesmo em faixa inferior, como consequência a possibilidade de reduzir custos de fabricação.

8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar o efeito de diferentes níveis de deformação na laminação a frio nas propriedades mecânicas do aços ABRL.

Avaliar as condições de precipitação na ferrita, como laminado a frio e recozido, por meio de medições de sua resistência mecânica através de ensaios de dureza e também por análise de microscopia eletrônica de transmissão.

9 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1 TAKITA, M., OHASHI, H. Application of High-Strength Steel Sheets for Automobiles in Japan. *Revue de Metallurgie*, v.98, n.10, p.899-909, oct. 2001.

2 BRITO, R. M., et al. Aços Planos de Alta Resistência, Alternativa para Redução de Peso de Carrocerias de Automóveis. In: *Seminário de Laminação ABM*, Juiz de Fora, MG, 1994. p.31-50.

3 TAKECHI, H. HSLA Steels for Automobile. In: *International Conference on HSLA Steels*, 3, 1995, Beijing, v.1. Ohio: ASM International, 1995. p.72-81.

4 ULSAB – AVC Advanced High Strength Steel Application Guidelines. International Iron and Steel Institute. Committee on Automobile Applications. March 2005.

5 PANIGRAHI, B. K. Processing of Low Carbon Steel Plate and Hot Strip – an Overview. *Bull. Mater. Sci.*, v.24, n.4, p.361-371, 2001.

6 PRADHAN, R. High Strength/High Yield-Ratio Cold-Rolled Steels Produced by Continuous Annealing. *Scandinavian journal Metallurgy*, v.13, n.5, p.298-307, 1984.

7 WOODHEAD, J. H. *Physical Metallurgy of HSLA Steels. Perspectives in Metallurgical Development*, Sheffield, England, 1984. p.15-28.

8 GLADMAN, T. *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. The Institute of Materials, 1997, London, England.

9 GOODMAN, S. R. CHAUDHRY, A. R. Recrystallization Behavior and Tensile Properties of Continuous Annealed High-Strength Cold Rolled Steel Sheets Containing Columbium and Titanium. In: *SYMPOSIUM ON METALLURGY OF CONTINUOUS ANNEALED SHEET STEEL*, 1982, Dallas, Warrendale: AIME, 1984. p. 229-247.

10 GOODMAN, S. R. *Metallurgy of High Strength Cold-Rolled Steel Sheets*. In: *INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY AND APPLICATIONS OF*

HSLA STEELS, 1983, Philadelphia HSLA Steels Technology e Applications. Ohio: ASM, 1984. p.239-252.

11 BLECK, W., MUSCHENBORN, W., MEYER, L. Recrystallization and Mechanical Properties of Microalloyed Cold Rolled Steel. *Stell Research*, v.59, n.8, p. 344-351, Aug. 1988.

12 GALLEGO, J., KESTENBACH, H. J. Estudo Quantitativo dos mecanismos de Endurecimento em Aços Comerciais Microligados com Vanádio. *Revista Matéria*, v.10, n.3, p. 381-391, 2005.

13 PICKERING, F. B. *Physical Metallurgical and The Design of Steels*. 1ª Ed. Essex: Applied Science Publishers Ltd., London, 1978. 275p.

14 DIETER, G. E. *Metalurgia Mecânica*. 2ª Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. p.166.

15 CALLISTER, W. D. *Ciência e Engenharia de Materiais – Uma Introdução*. 5ª Ed. Rio de Janeiro: editora LTC, 2002. p.116.

16 ENGL, B. Cold Rolled HSLA Sheet and Strip Products. In: *INTERNATIONAL SYMPOSIUM NIOBIUM 2001*, Orlando. Proceedings. Niobium Science & Technology. Bridgeville: The minerals, Metals & Materials Society – TMS, 2001. p.675-698.

17 PRADHAN, R. Rapid Annealing of Cold-Rolled Rephosphorized Steels Containing Si, Cb and V, In: *SYMPOSIUM ON METALLURGY OF CONTINUOUS ANNEALED SHEET STEEL*, 1982, Dallas, Warrendale: AIME, 1982. p.203-227.

18 REED-HILL, R. E., *Princípios de Metalurgia Física*. 2ª Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara dois, 1982. 776p.

19 BAE, D. C., SHIN, J. C. Development of High Strength Galvanized Steel Sheets. *HSLA Steels: Processing Properties and Applications* The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. p.329-333.

- 20 PRADHAN, R. Continuously Annealed Cold Rolled Microalloyed Steels With Different Microstructures. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON TECHNOLOGY AND APPLICATIONS OF HSLA STEEL, 1983, Philadelphia. Ohio: ASM, 1984. p193-201.
- 21 BARBOSA, A. H. A., PEREIRA, J. F. B., ALVES, H. A., RIBEIRO, C. F. Influência dos Parâmetros de Recozimento Contínuo na Produção de Aços ARBL Laminados a Frio. In: Seminário de Laminação – Processos e Produtos Laminados e Revestidos da ABM, Florianópolis, SC, 2001. p.224-234.
- 22 PRADHAN, R. Cold-Rolled Interstitial Free Steels: A discussion of some Metallurgical Topics. In: INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, Tóquio, ISIJ International, 1994. p.165-177.
- 23 AOKI, K., KIMURA, I., SEKINO, S., FUJISHIMA, T. Effect of Phosphorus and Nitrogen on Aging of Steel. Yawata Technical Report, n.235, 1995. p.110-116.
- 24 KATOH, H., TAKECHI, H., TAKAHASHI, N., ABE, M. Cold-Rolled Steel Sheets Produced By Continuous Annealing. In: SYMPOSIUM ON TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD ROLLED SHEET STEEL, Detroit, AIME, 1984. p.37-58.
- 25 PATEL, J. K., WILSHIRE, B. The Challenge to Produce Consistent Mechanical Properties in Nb-HSLA Strip Steels. Journal of Materials Processing Technology, v.120, p.316-321, 2002.
- 26 REPAS, P. E. Metallurgical Fundamentals for HSLA Steels. In: MICROALLOYED HSLA STEELS, 1988, Chicago. Proceedings of Microalloying'88. Ohio: ASM International, 1988. p.3-14.
- 27 KRAUSS, G., Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1990. p.199-201.
- 28 BRUN, C., LE GAC, M., MOLIEXE, F., PATOU, P., THOMAS, J. Metallurgy and Aging Properties of Continuous Annealed Cold-Rolled High Strength Low Carbon

Steels Microalloyed With Niobium. In: SYMPOSIUM ON TECHNOLOGY OF CONTINUOUSLY ANNEALED COLD-ROLLED SHEET STEEL, 1984, Detroit, AIME, 1985. p. 223-239.

29 ABE, H., SATOH, S. Progress of Continuous Annealing Tecnology for Cold Rolled Sheet Steels and Associated Product Development. Kawasaki Steel Technical Report, n.22, p.48-56, May 1990.

30 NEWBY, J. R. Control of Strength and Ductility in HSLA Cb Treated Steels. In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE, 24, 1983, Houston,v.20, 1983. p.51-79.

31 MEIRA, R. R. Efeito da variação das condições de encharque nas propriedades mecânicas do material IF processado no recozimento contínuo da Usiminas. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2006 (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

32 PINTO, M. C. Laminação a Frio com Pequenas Reduções. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG,1985. 98p. (Dissertação, mestrado em Engenharia Metalúrgica - CPGEM).

33 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, v.17, n.6, p.268-270, June 1987.

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

35 GREEN, J. W. Skin Pass & Temper Rolling – a Review of Seminar Organised by Rolling Group of IoM. Steel Times International, v.26, n.9, p.49-50, Sept. 2002.

36 COTTRELL, A. H. Dislocations and Plastic Flow in Crystals. Oxford Clarendon Press, 1965. 223p.

37 GOLDMAN, A. J. Deslocation Mechanisms in the Elimination of Inhomogeneous Deformation by Temper Rolling. TRANSACTIONS OF THE ASM, V.57, 1964. p.900-908.

38 GRUMBACH, M., et al. Metallurgical Aspects of Temper Rolling. In: STEEL TECHNOLOGY INTERNATIONAL. London: Sterling Publications. 1989. p.269-273.

39 PEREIRA, J. F. B., et al. Efeito das Variações do Processo da Laminação de Encruamento nas Propriedades Mecânicas das Chapas Laminadas a Frio. Projeto do Centro de Pesquisas da Usiminas, Dez. 1987, IN: CURSO ESTAMPAGEM DOS AÇOS.

40 CHANG, P. H. Effects of Prior Cold Rolling and Post Temper Rolling on the Properties of Continuously Annealed low Carbon Dual Phase Steel. Metallurgical Transactions, v.15A, n.1, p. 671-678, April 1984.

41 STAHL EISEN WERKSTOFFBLATTER, Dusseldorf. SEW 093, Technische Lieferbedingungen, 1987,6p.

42 STAHL EISEN WERKSTOFFBLATTER, Dusseldorf. SEW 093, Technische Lieferbedingungen, 1987,6p.