

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

Dissertação de Mestrado

"Influência dos Parâmetros Redução a Frio e Ciclo de Recozimento nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura de um Aço ARBL Laminado a Frio e Processado via Recozimento Contínuo"

Autor: Rodrigo Luiz Dornelas de Andrade
Orientador: Prof. Dagoberto Brandão Santos

Maio / 2010

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

Rodrigo Luiz Dornelas de Andrade

"Influência dos Parâmetros Redução a Frio e Ciclo de Recozimento nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura de um Aço ARBL Laminado a Frio e Processado via Recozimento Contínuo"

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

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

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2010

À Deus, pelo privilégio da vida e oportunidades.

À minha esposa Heyde e filha Laís Christina pelo amor, compreensão e amizade.

Aos meus pais, Antônio e Neusa, por todos os ensinamentos e exemplos.

Às minhas irmãs Roberta e Renata pela nossa amizade.

Aos meus amigos pela confiança e bom relacionamento.

AGRADECIMENTOS:

Agradeço a todos aqueles que me ajudaram de forma direta ou indireta na preparação e execução deste trabalho e, em especial:

À Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, destacando a pessoa do professor Dagoberto Brandão Santos, pelo apoio na realização deste trabalho e por todos os conhecimentos que pude obter nesta escola.

À Usiminas, pela oportunidade de realização deste trabalho, em especial à Luiz Cláudio de Oliveira Meyer, João Francisco Batista Pereira, Rogério Carlos de Oliveira Fernandes, Adirceu de Melo Pereira, Jackson Soares Miranda, Saulo Morais de Andrade e Anderson Santos Leite pela colaboração na execução deste trabalho.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
2	OBJETIVOS	15
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
3.1	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA	18
3.2	MECANISMOS DE ENDURECIMENTO.....	22
3.2.1	Efeito do tamanho de grão	25
3.2.2	Endurecimento por solução sólida	27
3.2.3	Endurecimento por precipitação	29
3.2.4	Endurecimento por aumento da densidade de deslocamentos	31
3.3	PROCESSAMENTO INDUSTRIAL	32
4	METODOLOGIA	37
4.1	AMOSTRAGEM INDUSTRIAL	37
4.2	DIVISÃO EM CORPOS DE PROVAS	37
4.3	PROCESSAMENTO DAS AMOSTRAS.....	37
4.4	TESTES E ANÁLISES	38
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
6	CONSIDERAÇÕES FINAIS:	68
7	RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS	69
8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	70
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	71
10	BIBLIOGRAFIAS	73

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1 – Relação entre o consumo de combustível e o peso dos veículos ⁽¹⁾	16
Figura 3.2 – Chapas de aço de alta resistência aplicadas na indústria automobilística e expectativas para o futuro ⁽¹⁾	17
Figura 3.3 – Relação entre deformação e limite de escoamento de vários tipos de aços de baixa, alta e ultra alta resistência ⁽²⁾	19
Figura 3.4 – Resultados de propriedades mecânicas de tração de um aço ARBL, obtidos com ciclos de recozimento simulados na GLEEBLE ⁽⁴⁾	20
Figura 3.5 – Comparação dos efeitos do recozimento contínuo e recozimento em caixa no limite de escoamento de um aço ao nióbio laminado a frio ⁽⁵⁾	21
Figura 3.6 – Influência do teor de Nb em solução sólida na temperatura de recristalização ⁽⁵⁾	21
Figura 3.7 – Mecanismos de endurecimento em aços de alta resistência laminados a frio e recozidos em caixa ⁽⁶⁾	23
Figura 3.8 – Efeito da temperatura de recozimento e redução a frio no limite de resistência de um aço microligado com Nb ⁽⁶⁾	24
Figura 3.9 – Efeito da temperatura de recozimento e redução a frio na fração recristalizada de um aço ARBL microligado com Nb ⁽⁶⁾	24
Figura 3.10 – Relação do tamanho de grão de aços microligados com precipitados (Nb.CN) após recozimento contínuo ⁽⁶⁾	25
Figura 3.11 – Relação entre o tamanho de grão e limite de escoamento para aços microligados com Nb ⁽⁸⁾	26
Figura 3.12 – Desenho esquemático de solução sólida substitucional (a) e solução sólida intersticial (b)	27
Figura 3.13 – Efeito de adição de solutos no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico ⁽¹⁰⁾	28
Figura 3.14 – Mecanismo de Orowan para a movimentação de deslocações em um cristal que contenha precipitados ⁽⁷⁾	30
Figura 3.15 – Representação esquemática para a presença de precipitados coerentes.	30
Figura 3.16 – Representação esquemática para a presença de precipitados incoerentes. .	31
Figura 3.17 – Ciclo de recozimento esquemático aplicado no CAPL da Usiminas.	36

Figura 5.1 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 0,90 mm (72% de redução a frio) com temperatura de encharque de 730°C.	41
Figura 5.2 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 0,90 mm (72% de redução a frio) com temperatura de encharque de 760°C.	42
Figura 5.3 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 0,90 mm (72% de redução a frio) com temperatura de encharque de 800°C.	43
Figura 5.4 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,10 mm (63% de redução a frio) com temperatura de encharque de 730°C.	44
Figura 5.5 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,10 mm (63% de redução a frio) com temperatura de encharque de 760°C.	45
Figura 5.6 - Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,10 mm (63% de redução a frio) com temperatura de encharque de 800°C.	46
Figura 5.7 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,45 mm (55% de redução a frio) com temperatura de encharque de 730°C.	47
Figura 5.8 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,45 mm (55% de redução a frio) com temperatura de encharque de 760°C.	48
Figura 5.9 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,45 mm (55% de redução a frio) com temperatura de encharque de 800°C.	49
Figura 5.10 – Curvas de aquecimento e resfriamento rápido aplicadas em amostras de aço ARBL com 73% de redução a frio.	51
Figura 5.11 – Curvas de aquecimento e resfriamento rápido aplicadas em amostras de aço ARBL com 55% de redução a frio.	52
Figura 5.12– Fotografias das microestruturas obtidas para a redução a frio de 73%.	54
Figura 5.13 – Micrografias das microestruturas obtidas para a redução a frio de 55%.	55
Figura 5.14 – Influência da temperatura de encharque no LE.	58
Figura 5.15 – Influência da temperatura de encharque no LR.	58
Figura 5.16 – Influência da temperatura de encharque na deformação total.	59
Figura 5.17 – Influência da temperatura de encharque no tamanho de grão.	59
Figura 5.18 – Influência da temperatura de encharque na razão ferrita/perlita.	60
Figura 5.19 – Influência da temperatura de encharque na razão elástica.	60
Figura 5.20 – Influência da redução a frio no LE.	61

Figura 5.21 – Influência da redução a frio no LR.....	61
Figura 5.22 – Influência da redução a frio na deformação total.	62
Figura 5.23 – Influência da redução a frio no tamanho de grão.....	62
Figura 5.24 – Influência da redução a frio na relação ferrita/perlita.	63
Figura 5.25 – Influência da redução a frio na razão elástica.....	63
Figura 5.26 – Micrografias das amostras do aço ARBL após recozimento contínuo e encruamento.	64

LISTA DE TABELAS

Tabela III-1 – Faixa de composição típica de um aço ARBL ao nióbio laminado a frio	18
Tabela IV-1 – Distribuição das 27 amostras para os processos de laminação a frio e recozimento contínuo	38
Tabela V-1 – Reduções a frio obtidas	40
Tabela V-2 – Composição química das amostras de aço ARBL (% em massa).....	40
Tabela V-3 – Regressões lineares para o aquecimento aplicado visando a obtenção das temperaturas de 680 e 720°C para amostras com 55 e 72% de redução a frio.	53
Tabela V-4 – Taxas de aquecimento aplicadas para obtenção das temperaturas de 680°C e 720°C para as amostras selecionadas para verificação o de temperatura de início de recristalização.	56
Tabela V-5 – Verificação da temperatura de início de recristalização.	56
Tabela V-6 – Resumo dos resultados dos ensaios de tração para o aço ARBL em estudo. 57	
Tabela V-7 – Resultados da equação proposta por Hall-Petch para os dados experimentais conforme variação da temperatura de encharque das amostras de aço ARBL com 55% de redução a frio.....	65
Tabela V-8 – Resultados da equação proposta por Hall-Petch para os dados experimentais conforme variação da temperatura de encharque das amostras de aço ARBL com 63% de redução a frio.....	66
Tabela V-9 – Resultados da equação proposta por Hall-Petch para os dados experimentais conforme variação da temperatura de encharque das amostras de aço ARBL com 72% de redução a frio.....	66
Tabela V-10 – Exemplo de tolerâncias para a produção de HSLA410 e HSLA550.....	67

LISTA DE NOTAÇÕES

ARBL	Aço de alta resistência e baixa liga
A_{r_3}	Temperatura início de transformação da austenita para ferrita no resfriamento
BF	Bobina laminada a frio
BQ	Bobina laminada a quente
CAPL	Linha de recozimento contínuo
d	Tamanho de grão ferrítico
HF	Forno de aquecimento do CAPL
HN	Mistura de gases utilizada como atmosfera protetora no recozimento contínuo, contendo aproximadamente 5% de H_2 e 95% de N_2
HSLA410	Aço ARBL com LE mínimo de 410MPa
HSLA550	Aço ARBL com LE mínimo de 550MPa
IPI	Imposto sobre produtos industrializados
LE	Limite de escoamento
LR	Limite de resistência
OA	Forno de superenvelhecimento do CAPL
PLTCM	Laminador de tiras a frio acoplado com decapagem
SCF	Forno de resfriamento lento do CAPL
SF	Forno de encharque do CAPL
1C	Forno de resfriamento rápido do CAPL
2C	Forno de resfriamento secundário do CAPL

RESUMO

Os efeitos da redução a frio e da temperatura de encharque do ciclo de recozimento contínuo para um aço ARBL foram avaliados em três níveis diferentes. Amostras do material laminadas a frio industrialmente foram retiradas e submetidas a redução a frio em laminador piloto e posteriormente submetidas ao processo de recozimento na máquina GLEEBLE, simulando ciclos já padronizados para o processo industrial. Os resultados confirmaram que tanto a redução a frio quanto a temperatura de encharque no recozimento contínuo afetam significativamente as propriedades mecânicas deste aço. O tamanho de grão ferrítico foi mais afetado pela redução a frio que pelo recozimento, porém o ciclo de recozimento afetou de forma mais intensa as propriedades mecânicas do aço. Os resultados mostraram possibilidades de redução de custo através de modificações do processamento industrial até então praticado.

ABSTRACT

The effects of cold reduction and the soaking temperature of continuous annealing cycle for a HSLA steel were evaluated in three different levels. Samples of this steel, as industrially cold rolled, were submitted to additional cold reduction in pilot mill and subsequently subjected to annealing process in a GLEEBLE machine to simulating cycles already standardized for industrial process. The results confirmed that both cold reduction and soaking temperature in continuous annealing process caused significant effect on the mechanical properties of steel. The ferritic grain size was more affected by cold reduction than by annealing, but the cycle of annealing affected more intensively the mechanical properties of steel. The results showed possibilities for cost reduction through changes in the industrial processing currently practiced.

1 INTRODUÇÃO

Os aços planos produzidos para o atendimento aos vários setores da economia devem atender a uma série de exigências específicas para sua aplicação.

No caso da indústria automotiva, cada dia mais, é evidente a busca por aços de maior resistência mecânica e boa estampabilidade, tendo por objetivo a utilização de chapas de menor espessura, ou seja, de menor peso e que atendam à aplicação. O interesse da indústria automotiva em buscar materiais mais leves para a fabricação de veículos vai ao encontro dos interesses ambientais e econômicos. O veículo mais leve proporciona um menor consumo de combustível, com menor emissão de poluentes para a atmosfera terrestre.

É neste contexto que as empresas siderúrgicas trabalham, buscando o desenvolvimento de aços que atendam as mais diversas exigências de mercado com competitividade.

Entre o final do ano de 2008 e durante o ano de 2009, estivemos inseridos em um contexto mundial de crise que afetou diversos setores da economia global. No Brasil, devido à atual situação da economia e, dentre outros fatores, às medidas como redução de IPI, proporcionada pelo governo para incentivo ao consumo de veículos e eletrodomésticos, a crise pôde ser mais amena que em vários países pelo mundo. Com o advento da crise, a oferta de aço tornou-se muito superior que a demanda, o que ocasionou inicialmente no mercado externo a redução do preço por tonelada e gerou uma grande oportunidade de redução de custo de produção para as montadoras a importação de aço.

Não durou muito até que as siderúrgicas brasileiras se vissem na necessidade de redução de preço do seu aço, porém com esta redução de preço, o que traz uma menor margem, aliada ao menor volume de vendas durante a crise, as siderúrgicas se encontraram em uma situação onde era obrigatória a redução dos custos de produção.

Para a redução dos custos de produção de aço, todas as possibilidades devem ser levadas em consideração, o investimento em modernização e automatização, reduzindo a mão de obra necessária para a produção, a otimização dos estoques e

das sequências de produção, o consumo de matérias primas, a melhoria de rendimentos metálicos e o ganho de produtividade, dentre outras opções.

Para assegurar menores perdas na produção, seja por qualquer dos itens mencionados no parágrafo anterior, é extremamente importante o conhecimento das interferências dos processos operacionais nas propriedades desejadas do produto final.

Dentre os vários tipos de aços de alta resistência utilizados pela indústria automotiva, estão os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). A obtenção de elevados níveis de resistência mecânica para os aços ARBL laminados a frio se deve a obtenção de tamanho de grão ferrítico extremamente fino, a presença de precipitados finos coerentes e o endurecimento adicional por solução sólida.

Esse trabalho é focado justamente na avaliação de como cada parte do processo (redução a frio e ciclo de recozimento contínuo para um aço ARBL microligado com Nb) influencia as propriedades mecânicas e a microestrutura do produto final da classe de 410MPa de limite de escoamento mínimo, laminado a frio e recozido continuamente. A partir desta análise, pode ser possível otimizar o processo de produção deste aço ou, como pode ser observado em um dos objetivos do trabalho, utilizar a mesma composição química e processos até a laminação a quente para a obtenção também de um aço de mais alta resistência, alterando apenas os processos da laminação a frio. Reduzindo-se, assim, o consumo de elementos de liga para a produção deste aço de mais alta resistência mecânica e flexibilizando os processos anteriores à laminação a frio. A melhoria do processo de produção pode trazer também ganhos como menor consumo de energia elétrica e maior produtividade das linhas.

2 OBJETIVOS

Este trabalho teve como objetivo estudar a influência da redução a frio e do ciclo de recozimento contínuo nas propriedades mecânicas e na microestrutura de um aço de alta resistência e baixa liga microligado com Nb.

O presente trabalho objetivou também a obtenção de um aço laminado a frio de mais elevada resistência (limite de escoamento mínimo de 550MPa) ajustando as variáveis de redução a frio e ciclo de recozimento contínuo a partir de um aço com a composição química utilizada atualmente na Usiminas para a obtenção do limite de escoamento mínimo de 410MPa.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Atualmente, não só devido às exigências dos clientes e das normas ambientais, mas também devido às exigências dos consumidores finais que estão mais conscientes a cada dia, tem-se aumentado o consumo de peças mais leves na fabricação dos veículos, proporcionando menor consumo de combustíveis e menores emissões atmosféricas. Para a redução de peso do veículo, na fabricação de partes do mesmo, as montadoras estão utilizando materiais como alumínio e polímeros. A aplicação de aços de alta resistência também tem aumentado devido às vantagens do uso destes aços com menor espessura e sem grandes investimentos pelas montadoras.

A figura 3.1 mostra a relação entre o consumo de combustível e o peso dos veículos. Conforme pode ser observado, a redução de peso dos automóveis contribui diretamente na redução do consumo de combustível destes.

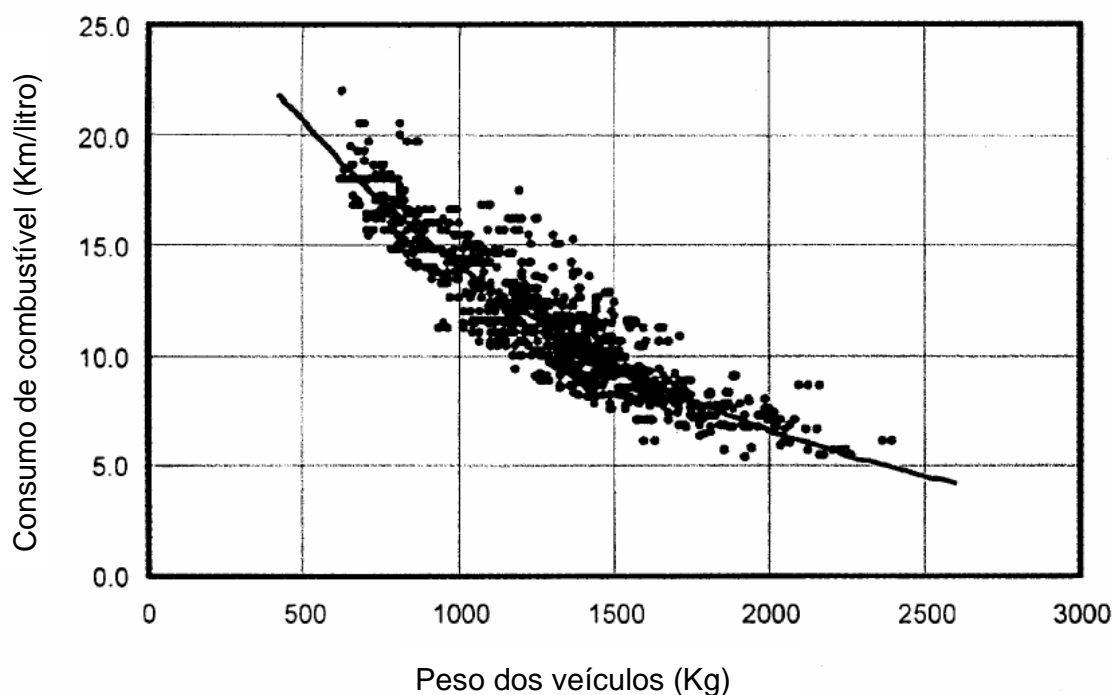


Figura 3.1 – Relação entre o consumo de combustível e o peso dos veículos ⁽¹⁾.

A figura 3.2 ilustra os níveis de aços de alta resistência aplicados em peças para a indústria automotiva e expectativas de aplicação para o futuro ⁽¹⁾.

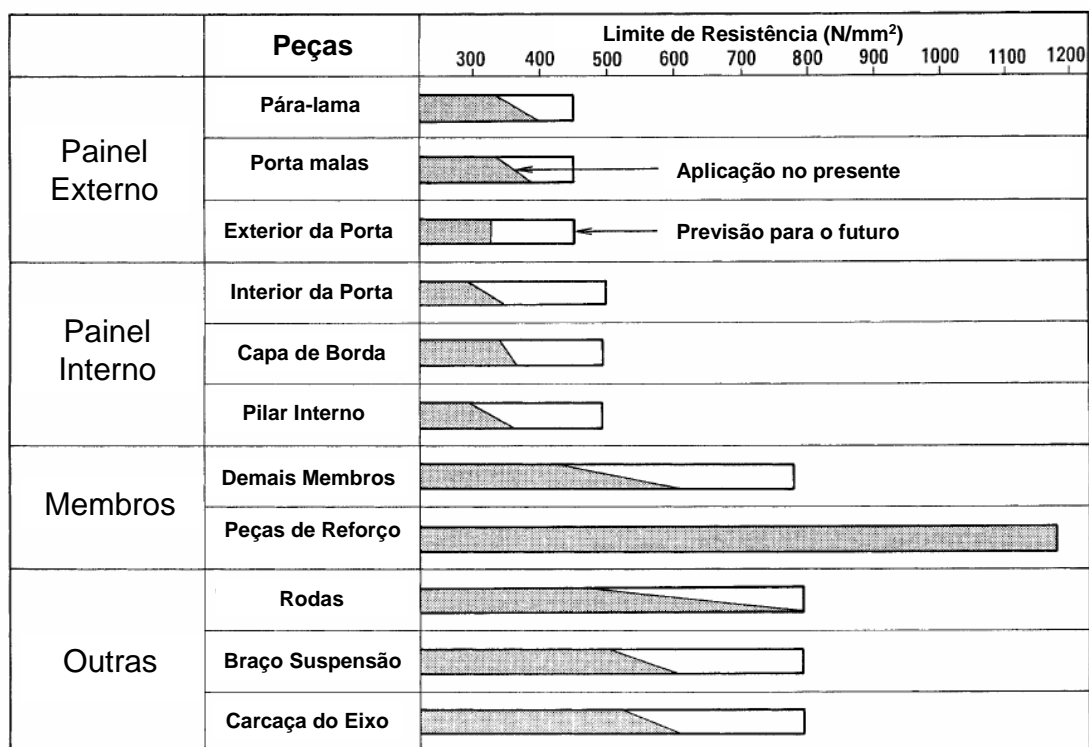


Figura 3.2 – Chapas de aço de alta resistência aplicadas na indústria automobilística e expectativas para o futuro ⁽¹⁾.

Os trabalhos visando à redução do peso dos veículos são contínuos e vem de longa data. No ano de 1994, foi criado o projeto ULSAB, contando com a participação de 35 siderúrgicas de 18 países, buscando a redução de peso dos veículos, mantendo a utilização de aço para a fabricação do corpo dos mesmos. A partir deste projeto, foi possível a redução de peso do corpo dos veículos em torno de 25%. Projetos similares também foram criados para peças de acabamento e peças da suspensão chamados de ULSUC e ULSAS, respectivamente. Estes projetos atingiram escalas similares a do projeto ULSAB na redução de peso.

3.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

Os aços ARBL possuem grande importância comercial. Atualmente, são largamente utilizados nas indústrias automobilística, naval, civil e petrolífera. Estes aços usualmente contêm pequenas quantidades (em torno de 0,1%) de elementos de liga como nióbio (Nb), vanádio (V) ou titânio (Ti), ou combinações desses elementos. A tendência destes elementos em formar carbonetos ou carbonitretos estáveis possibilita um controle da microestrutura do aço e, conseqüentemente influenciam as propriedades mecânicas. Aços mais complexos podem ter elementos como cobre (Cu), níquel (Ni), cromo (Cr), molibdênio (Mo) e boro (B) adicionados para controlar a cinética da decomposição da austenita e a recristalização. A tabela III-1 mostra a faixa típica de composição química de um aço ARBL laminado a frio microligado ao Nb.

Tabela III-1 – Faixa de composição típica de um aço ARBL ao nióbio laminado a frio

Composição química típica (% em peso)							
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	N
0,04		0,40			0,020	0,020	
a	< 0,10	a	< 0,025	< 0,025	a	a	< 0,0080
0,10		0,90			0,100	0,060	

Na figura 3.3, pode-se observar vários tipos de aços de baixa, alta e ultra alta resistência que atualmente são disponibilizados pelas siderúrgicas para variadas aplicações.

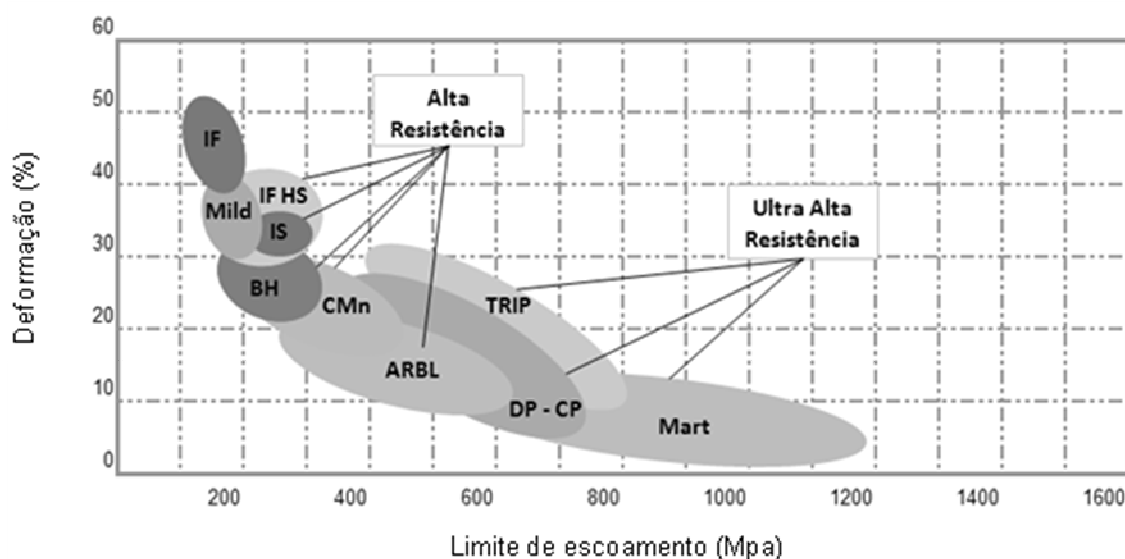


Figura 3.3 – Relação entre deformação e limite de escoamento de vários tipos de aços de baixa, alta e ultra alta resistência ⁽²⁾.

Os aços ARBL, conforme pode ser observado na figura 3.3, possuem limite de escoamento entre 250 e 650MPa. A razão elástica (LE/LR) para estes aços está entre 0,75 e 0,85, a microestrutura é composta por ferrita-perlita, o teor de carbono está entre 0,04 e 0,10% em peso e os mecanismos de endurecimento utilizados são: refino de grão, precipitação, endurecimento por solução sólida e por aumento da densidade de deslocamentos (encruamento). O nível de resistência destes aços é obtido com uma microestrutura extremamente refinada, associado à precipitação de carbonitretos formados com estas ligas e pela adição de elementos que provocam o endurecimento adicional por solução sólida. Conforme relatado por Barbosa *et al.* ⁽³⁾, a adição de elementos de liga está limitada pelo fato de elevar a temperatura de recristalização, exigindo assim, elevadas temperaturas de encharque no recozimento contínuo.

A obtenção das propriedades mecânicas finais dos aços ARBL laminados a frio depende, além de sua composição química, do processamento sofrido desde a laminação a quente. Dentre as variáveis de processo que mais influenciam as propriedades mecânicas finais, destacam-se: controles de temperaturas na laminação a quente (reaquecimento de placas, acabamento e bobinamento), redução a frio, temperaturas no ciclo de recozimento e deformação no passe de encruamento.

A figura 3.4 exemplifica o limite de escoamento, limite de resistência e deformação obtidos para um aço ARBL de acordo com temperaturas de encharque aplicadas ao material em simulação de recozimento contínuo na GLEEBLE.

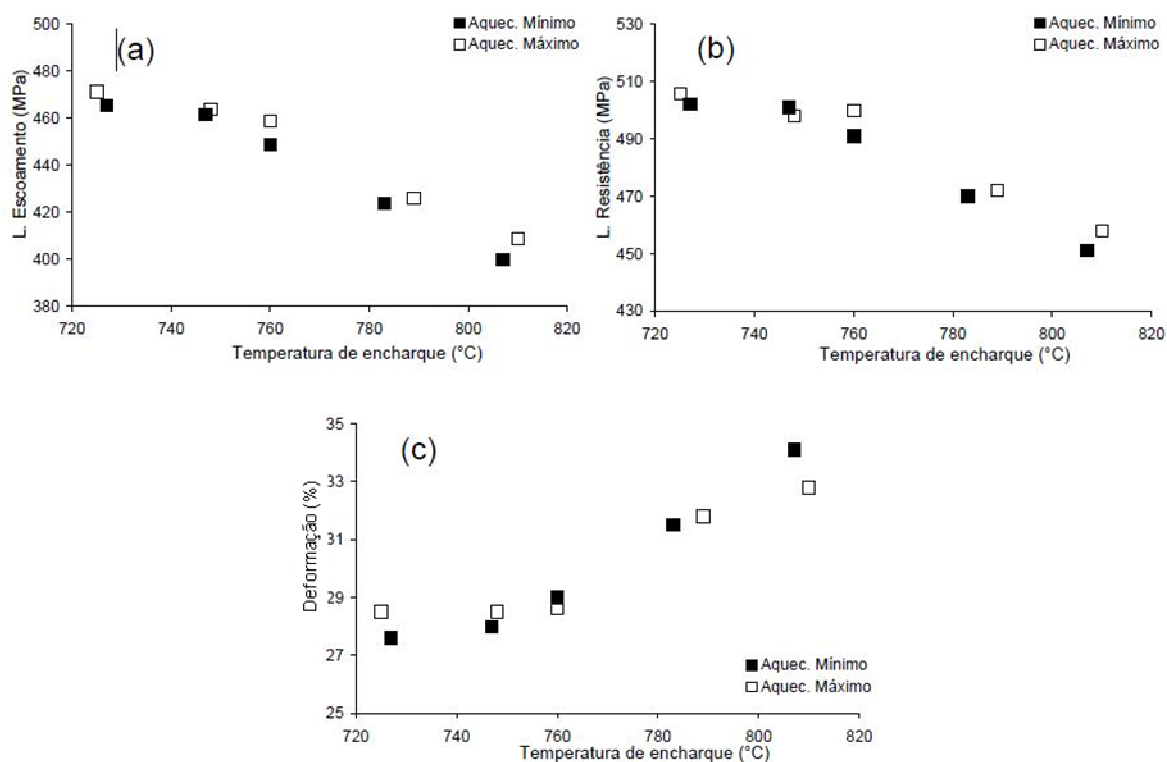


Figura 3.4 – Resultados de propriedades mecânicas de tração de um aço ARBL, obtidos com ciclos de recozimento simulados na GLEEBLE ⁽⁴⁾.

O efeito da concentração de Nb no limite de escoamento de um aço laminado a frio tratado termicamente através de recozimento em caixa e recozimento contínuo é ilustrado na figura 3.5. Conforme já mencionado, o acréscimo de elementos de liga eleva também a temperatura de recristalização do material. Tal fato é mostrado na figura 3.6.

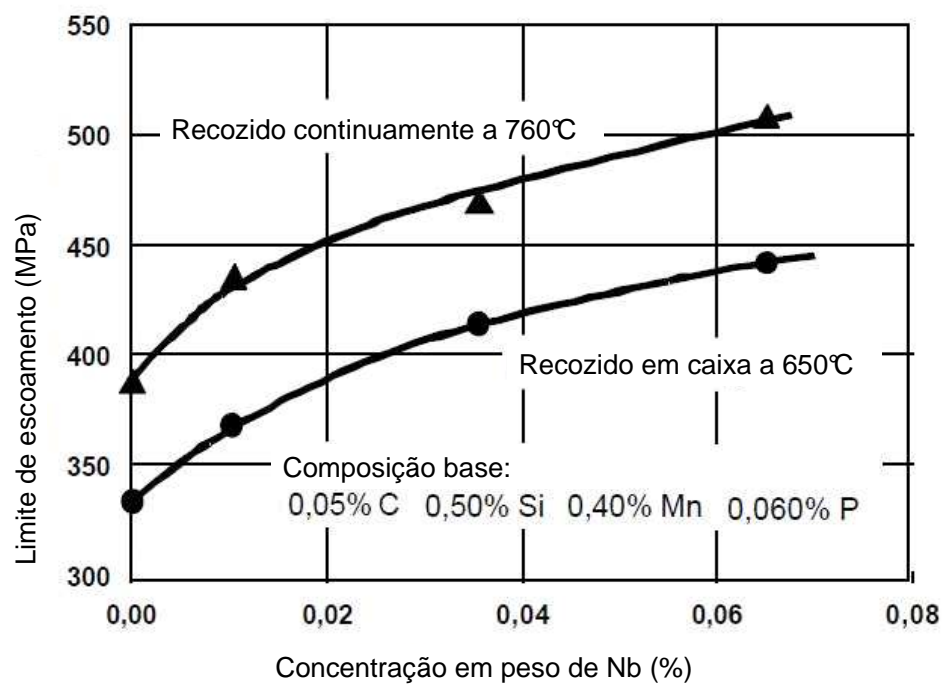


Figura 3.5 – Comparação dos efeitos do recozimento contínuo e recozimento em caixa no limite de escoamento de um aço ao nióbio laminado a frio ⁽⁵⁾.

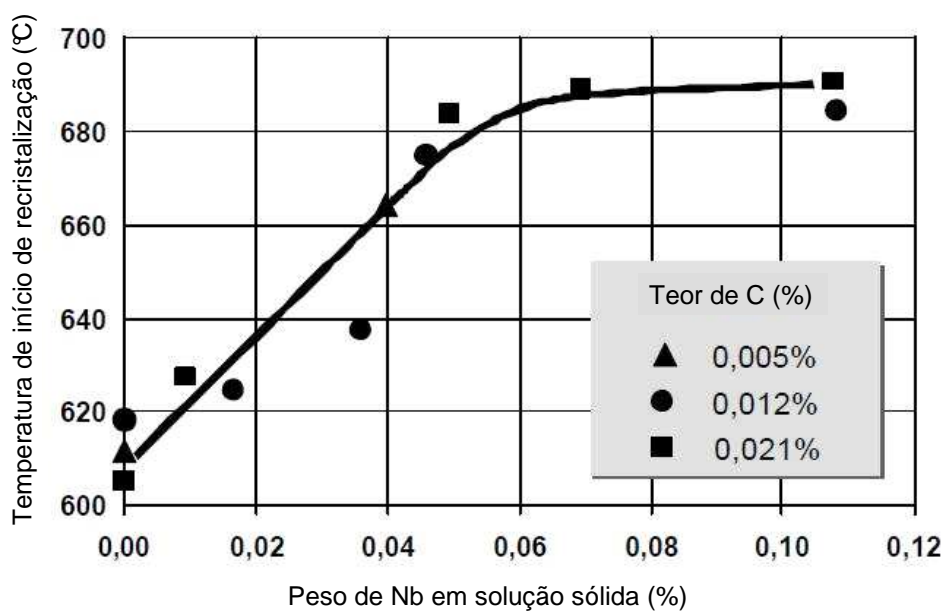


Figura 3.6 – Influência do teor de Nb em solução sólida na temperatura de recristalização ⁽⁵⁾.

3.2 Mecanismos de endurecimento

A deformação plástica dos aços se dá através da criação / movimentação das deslocações. Todo obstáculo para movimentação ou criação destas leva a um endurecimento do material. Assim sendo, as técnicas de endurecimento dos aços contam com o princípio de que quanto maior forem as restrições ao movimento das deslocações, maior será a resistência mecânica do aço.

Uma das grandes dificuldades na obtenção de ligas de elevada resistência mecânica está no fato de que freqüentemente a ductilidade e tenacidade são reduzidas quando uma liga sofre endurecimento. Por este motivo, os aços convencionais de maior resistência não são aptos para sofrerem grandes conformações. O desenvolvimento de novos tipos de aço está geralmente relacionado ao ganho em resistência mecânica, aliado à maior capacidade de conformação e absorção de impactos.

A figura 3.7 ilustra a contribuição dos mecanismos de endurecimento (precipitação, refino de grão e solução sólida) em aços laminados a frio e tratados termicamente em recozimento em caixa.

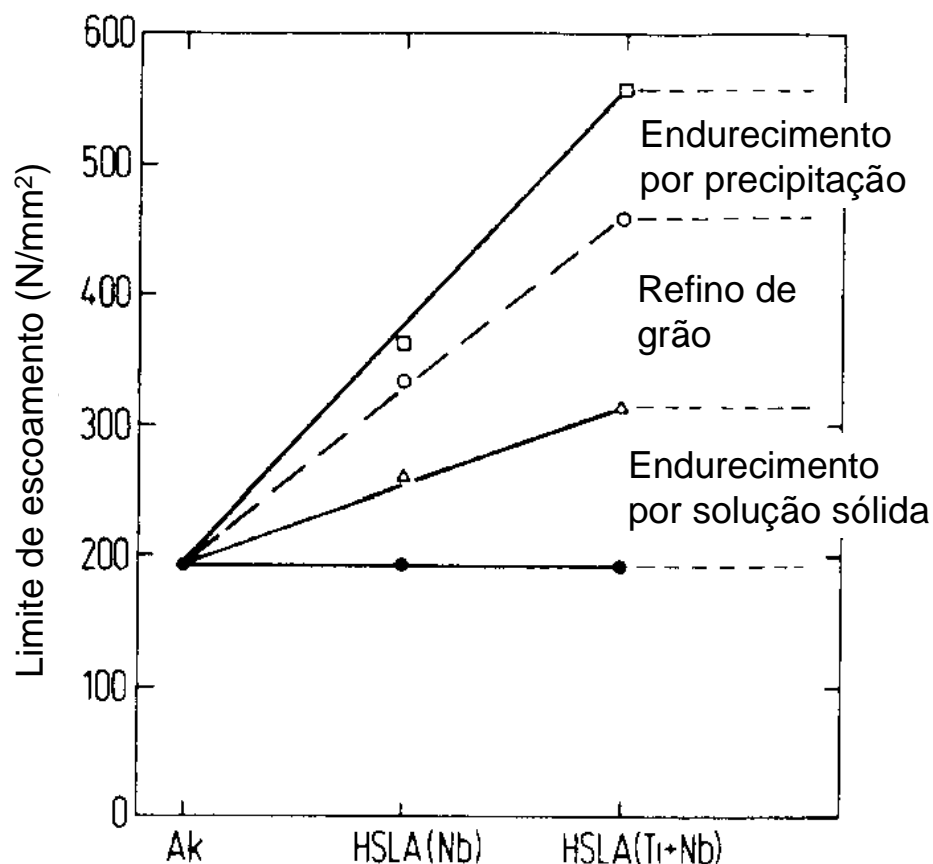


Figura 3.7 – Mecanismos de endurecimento em aços de alta resistência laminados a frio e recozidos em caixa ⁽⁶⁾.

Bleck *et al.* ⁽⁶⁾ mostraram a influência da redução a frio e temperatura de encharque do recozimento contínuo no limite de resistência de um aço ARBL contendo 0,070% de carbono e 0,040% de nióbio (figura 3.8). Para justificar os resultados obtidos, mostraram também o efeito da temperatura de recozimento e redução a frio na fração recristalizada de um aço ARBL microligado com nióbio (figura 3.9). Analisando a figura 3.9, onde nem mesmo para a temperatura de 840°C houve recristalização completa, a menor resistência obtida para o material de maior redução a frio e maior temperatura de encharque pode ser devida a maior fração recristalizada na matriz.

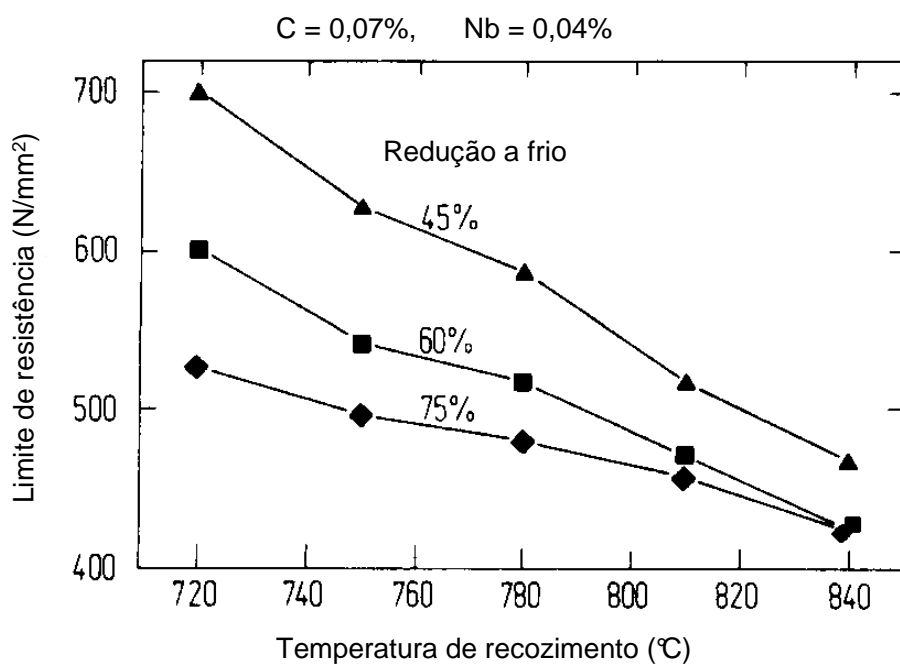


Figura 3.8 – Efeito da temperatura de recozimento e redução a frio no limite de resistência de um aço microligado com Nb ⁽⁶⁾.

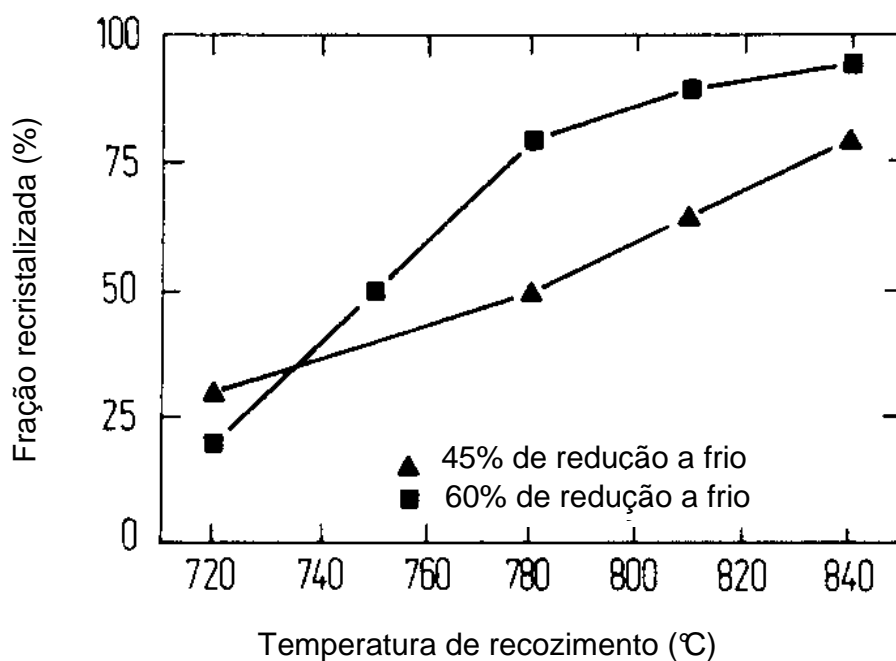


Figura 3.9 – Efeito da temperatura de recozimento e redução a frio na fração recristalizada de um aço ARBL microligado com Nb ⁽⁶⁾.

3.2.1 Efeito do tamanho de grão

As propriedades mecânicas dos metais policristalinos são muito influenciadas pelo tamanho de grão. Nestes materiais, quase sempre, é observado uma forte relação entre tamanho de grão, dureza, resistência e ductilidade.

Quanto menor for o tamanho de grão, maior será a área de contornos de grão no interior do metal. Esta maior concentração dos contornos de grão dificulta a movimentação das deslocações devido a ser esta uma área de maior desorientação cristalina encontrada.

Para o produto laminado a frio, a composição química, a redução a frio e o ciclo de recozimento tem grande importância no controle do tamanho de grão. Conforme a figura 3.10, Bleck *et al.*⁽⁶⁾ mostraram a influência do teor de precipitados (Nb.C) para duas temperaturas de encharque do recozimento contínuo no tamanho de grão de aço microligado com Nb.

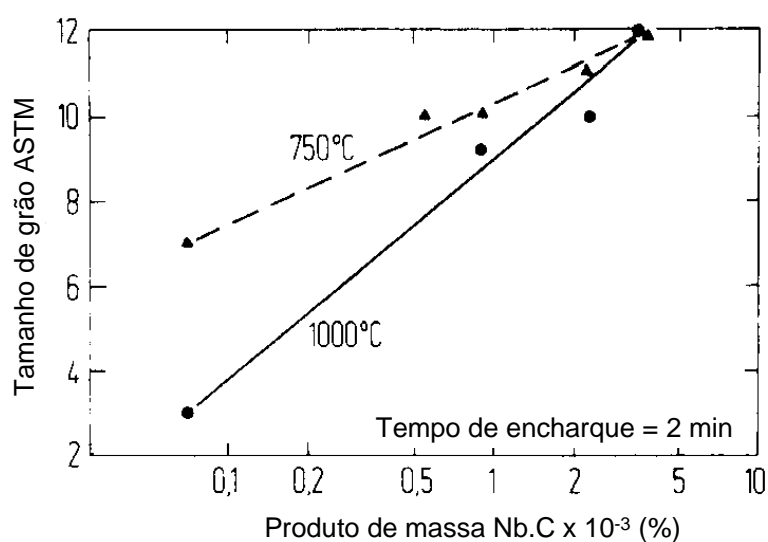


Figura 3.10 – Relação do tamanho de grão de aços microligados com precipitados (Nb.CN) após recozimento contínuo ⁽⁶⁾.

A equação 3.1, originalmente proposta por Hall e Petch, mostra a relação entre limite de escoamento e o inverso da raiz quadrada do tamanho de grão ⁽⁷⁾:

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

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 discordâncias pelos contornos de grão e d é o diâmetro médio dos grãos.

Conforme a equação empírica de Hall e Petch, na figura 3.11, Goodman ⁽⁸⁾ mostra o efeito do tamanho de grão ferrítico no limite de escoamento de aços microligados ao Nb com diferentes teores de nióbio e duas reduções a frio distintas.

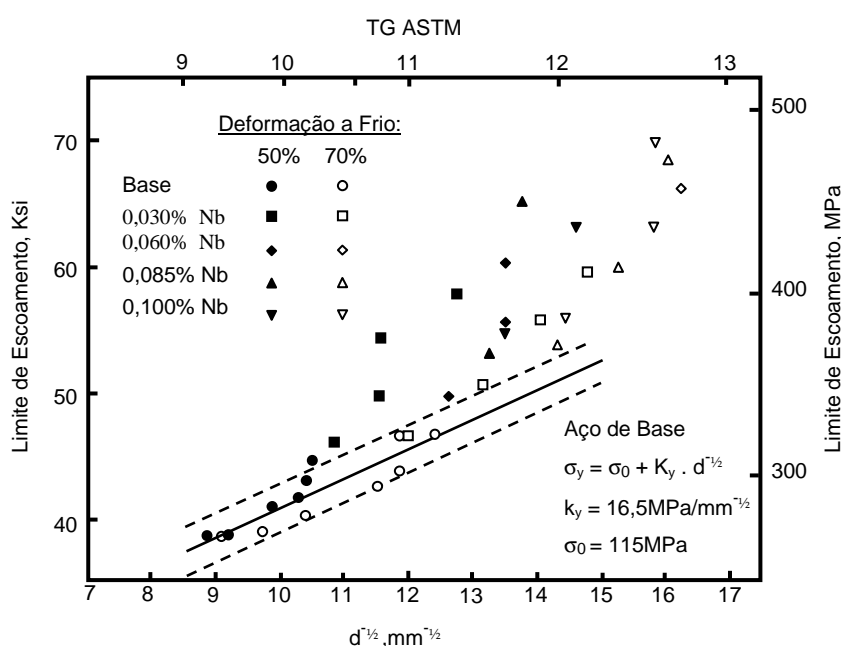


Figura 3.11 – Relação entre o tamanho de grão e limite de escoamento para aços microligados com Nb ⁽⁸⁾.

Um dos fatores que contribui para a elevação do preço de chapas de aço de alta resistência que são muito utilizadas em peças automotivas é o custo de produção que sofre aumento devido à adição de caros elementos de liga. A adição de elementos de liga para ganho em resistência mecânica também dificulta a reciclabilidade do aço.

Trabalhos recentes do projeto STX-21, liderados pelo Instituto Nacional de Pesquisa do Japão, buscam aumentar a resistência dos aços através do refino de grão. O refino de grão de 10 μm para 1 μm pode dobrar a resistência de aços convencionais ⁽¹⁾, sendo desnecessária a alteração da composição química para este acréscimo de resistência. Outro ponto que eleva a importância do controle de tamanho de grão é que o refino de grão, além de elevar a resistência mecânica, é um mecanismo de endurecimento que traz também ganho em tenacidade.

3.2.2 Endurecimento por solução sólida

As soluções sólidas podem ser de dois tipos distintos. A solução sólida substitucional e a solução sólida intersticial. No primeiro tipo, um átomo do soluto ocupa um lugar, na rede cristalina, em substituição a um átomo do solvente. No segundo tipo mencionado, o átomo do soluto ocupa um dos interstícios existentes entre os átomos do solvente. Em ambos os casos, devido à diferença de tamanho aparente dos átomos, ocorrerão distorções elásticas na rede do solvente, elevando a resistência mecânica do aço.

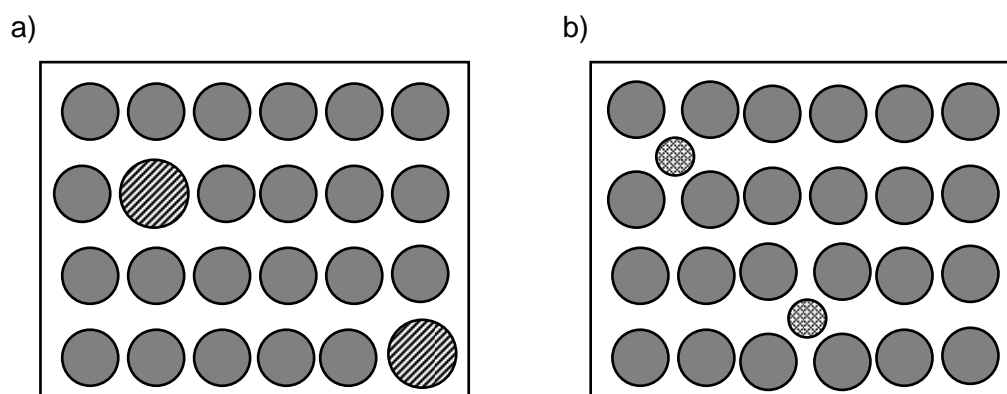


Figura 3.12 – Desenho esquemático de solução sólida substitucional (a) e solução sólida intersticial (b).

A solubilidade das soluções sólidas está também ligada ao tamanho dos átomos do soluto, em relação ao solvente. De acordo com os estudos de Hume-Rothery, a solubilidade sólida substitucional extensa somente ocorrerá se os átomos do soluto e solvente não se diferirem por mais de 15%. Já para a solução sólida intersticial, o

átomo do soluto não poderá possuir tamanho aparente maior do que 59% do átomo do solvente⁽⁹⁾.

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 3.13⁽¹⁰⁾.

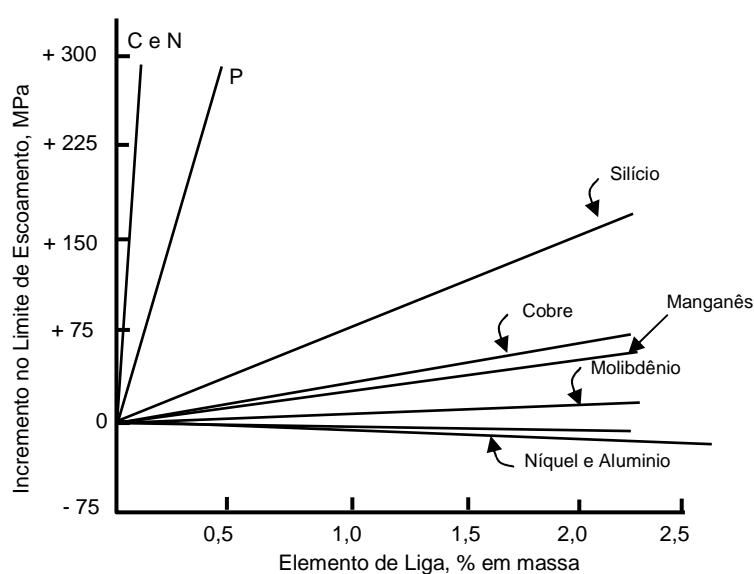


Figura 3.13 – Efeito de adição de solutos no limite de escoamento de um aço baixo carbono ferrítico⁽¹⁰⁾.

Os elementos que ocupam posições intersticiais na rede de ferro promovem um efeito endurecedor mais intenso que o efeito promovido pelos solutos substitucionais. Este maior efeito provocado pelos solutos intersticiais pode ser justificado pelo fato destes provocarem distorções mais assimétricas na rede cristalina⁽¹⁰⁾.

A interação entre os átomos de soluto e as deslocamentos forma um campo de tensões ao redor das destas. Este efeito é conhecido como atmosfera de Cottrell. Uma deslocação circundada por uma atmosfera de átomos de soluto não pode deslizar facilmente em temperaturas onde a difusão é lenta e somente uma força mais elevada

é capaz de “quebrar” esta ligação entre a deslocação e sua atmosfera. Após a “quebra” desta ligação, as deslocações voltam a se movimentar mais facilmente.

Além das distorções na rede cristalina, os solutos intersticiais difundem na matriz e interagem com as deslocações, formando as atmosferas de Cottrell, causando o ancoramento das deslocações e elevando, desta forma a tensão necessária para a deformação.

3.2.3 Endurecimento por precipitação

Para a ocorrência do endurecimento por precipitação é necessário que a segunda fase seja solúvel em temperatura elevada, mas que diminua sua solubilidade com o decréscimo da temperatura.

Os precipitados são obstáculos para a movimentação das deslocações, para ocorrência de deformação plástica em um metal que possui finos precipitados, a deslocação deverá se movimentar entre tais precipitados ou passar por eles. Desta forma, torna-se necessário um aumento de tensão para que ocorra o movimento da deslocação.

O mecanismo, conforme pode ser observado na figura 3.14, foi proposto por Orowan, onde é suposto que a deslocação tenha se curvado, formando anéis em torno dos precipitados. Quando os anéis adjacentes se encontram, eles se cancelam. A deslocação continua a se movimentar, mas deixa atrás de si um anel de deslocações em torno do precipitado, cujo campo de tensões irá aumentar a resistência à movimentação da próxima deslocação ⁽⁹⁾.

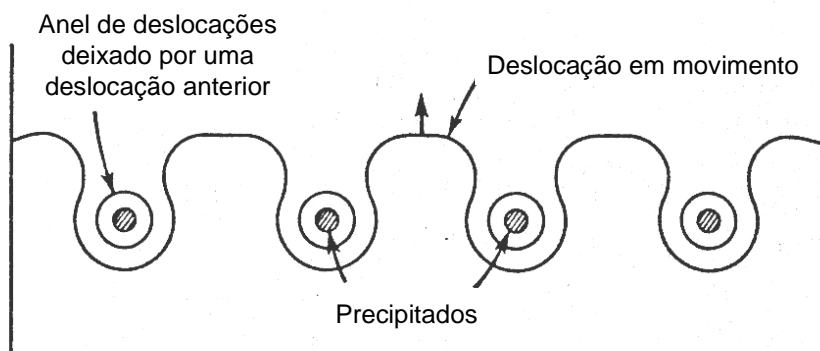


Figura 3.14 – Mecanismo de Orowan para a movimentação de deslocações em um cristal que contenha precipitados ⁽⁷⁾.

O endurecimento por precipitação aumenta consideravelmente o limite de escoamento do aço e este acréscimo dependerá do tamanho, forma, fração volumétrica, distribuição e coerência das partículas ⁽⁷⁾.

As figuras 3.15 e 3.16 exemplificam esquematicamente a presença de precipitados coerentes e incoerentes com a matriz.

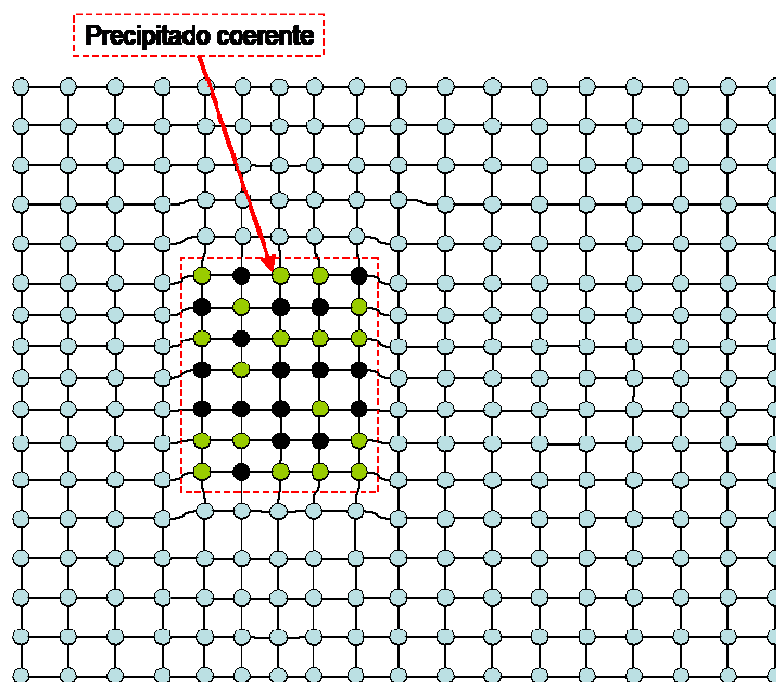


Figura 3.15 – Representação esquemática para a presença de precipitados coerentes.

Os precipitados coerentes com a matriz causam distorção na rede cristalina, associando aos precipitados, a presença de campos de tensões, responsáveis pela interação entre deslocações e precipitados.

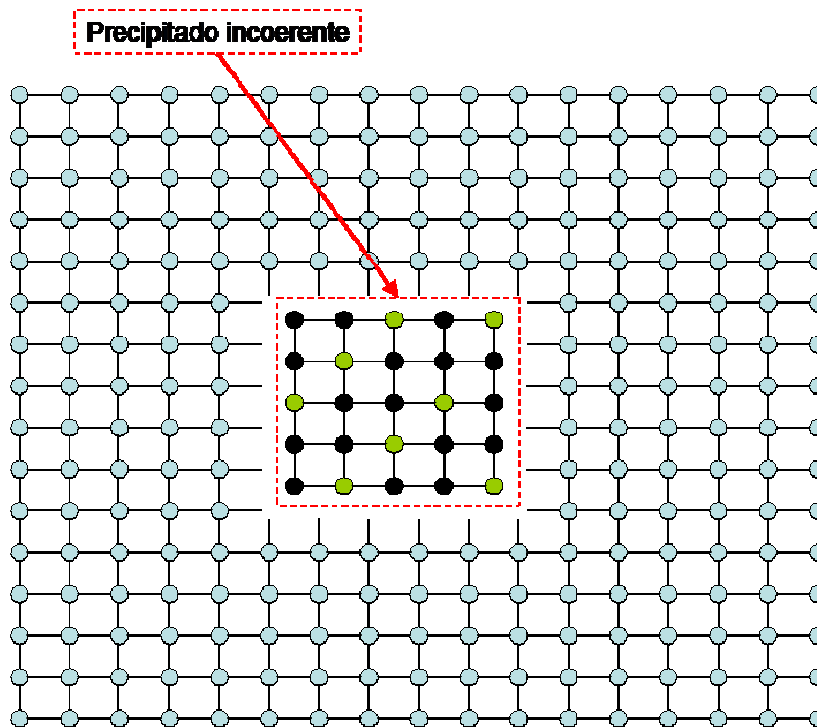


Figura 3.16 – Representação esquemática para a presença de precipitados incoerentes.

3.2.4 Endurecimento por aumento da densidade de deslocações

Para que ocorra o escoamento, é necessária a existência de deslocações livres. Com o início da deformação plástica, tem-se a movimentação e criação destas. Quando a densidade de deslocações aumenta de forma que uma se interaja com outra, as próprias se tornam obstáculos para o seu movimento, elevando desta forma, a tensão necessária para a deformação.

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

A equação 3.2 mostra como a tensão de fluxo correlaciona-se com o aumento da densidade de deslocações.

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

Onde σ_f é a 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 discordâncias.

O mecanismo de endurecimento por deslocações é importante e expressivo, porém acarreta negativamente na perda de ductilidade do aço.

3.3 Processamento Industrial

O efeito da composição química para os aços ARBL está ligado aos mecanismos de endurecimento por precipitação e refino de grãos, através de microligantes, Nb, Ti, V, em associação com o endurecimento por solução sólida devido às adições de P, Si, Mn⁽¹¹⁾.

O estreito controle de composição química na aciaria é de fundamental importância para a obtenção das propriedades mecânicas visadas para os aços ARBL.

Na Usiminas, após a produção do aço no convertedor e checagem de composição química, são adicionadas as ligas necessárias para a obtenção dos teores de elementos microligantes visados. No forno panela, é realizada a dessulfuração e ajuste fino da composição química. Após esta etapa, a panela é encaminhada ao lingotamento contínuo, onde serão produzidas as placas com espessura de aproximadamente 250mm.

Obtidas as placas, tem-se o final do processamento na aciaria. A próxima etapa será então na laminação a quente, onde as principais variáveis que afetam as propriedades mecânicas dos aços ARBL são a temperatura de reaquecimento de placas, a

temperatura de acabamento e a temperatura de bobinamento. As principais etapas deste processo serão comentadas a diante.

No forno de reaquecimento de placas, o aço é aquecido a temperaturas em torno de 1100°C a 1250°C, onde é austenitizado e os precipitados, em sua maioria, são dissolvidos, para serem reprecipitados em estágios posteriores, conforme já comentado no item 3.2.3. Após o reaquecimento, as placas são processadas em laminadores desbastadores e de acabamento, onde os grãos austeníticos são refinados durante a conformação a quente para a obtenção de tamanho de grão ferrítico adequado.

É no laminador desbastador quádruplo-reversível de 12.000HP que a placa terá sua espessura reduzida de 250mm até aproximadamente 80mm em 5 ou 7 passes. Acoplado ao laminador desbastador existe um laminador vertical que tem a função de uniformizar a largura da placa. Após o processo no laminador desbastador, a próxima etapa ocorre no laminador esboçador tipo quádruplo-reversível de 10.000HP onde a espessura é reduzida de 80mm para, aproximadamente, 30mm em 3 passes. Acoplado a este laminador existe outro laminador vertical também com a função de uniformizar a largura do esboço. A próxima etapa ocorre no trem acabador. Este é um laminador com seis cadeiras, tipo quádruplo contínuo com 62.000HP de potência. Neste laminador a espessura é reduzida de 30mm para a espessura final desejada de BQ. Para o controle da temperatura de bobinamento, ao final do laminador existe um sistema de resfriamento composto por 14 estações tipo cortina d'água, controladas automaticamente, distribuídas ao longo da mesa de resfriamento de 129 metros de comprimento.

A temperatura de acabamento é normalmente utilizada para controlar o tamanho de grão austenítico e a precipitação de carbonitretos. Em temperaturas próximas a A_{r3} (temperatura de início da transformação da fase austenita para ferrita), irão se formar precipitados finos a partir da austenita, devido à pequena solubilidade dos solutos a baixa temperatura. Os precipitados formados irão inibir o crescimento de grão austenítico ou até mesmo a recristalização ^(12,13).

Em geral, baixa temperatura de bobinamento produz precipitados finos e aleatoriamente distribuídos na matriz, que elevam a temperatura de recristalização e

tendem a aumentar a resistência do produto final. Já a elevada temperatura de bobinamento gera precipitados grosseiros, reduz a temperatura de recristalização e tendem a reduzir a resistência do produto final por prejudicar os mecanismos de endurecimento por precipitação e refino de grão.

Após a laminação a quente, as próximas etapas do processamento ocorrem na laminação a frio, onde o aço inicialmente sofrerá o processo de decapagem para remover os óxidos da superfície da tira. Em seguida, o material passa pelo laminador a frio, onde ocorre a redução a frio, encruando o material pelo aumento na densidade de deslocações, porém, conforme já mencionado, o material perde ductilidade. É na etapa de laminação a frio propriamente dita, que se obtém a espessura final desejada para o material e quando ocorre o aumento da energia interna do mesmo, de forma a facilitar a recristalização no recozimento. O acréscimo da densidade de deslocações funciona como acréscimo na força motriz para a recristalização. Após a laminação, a bobina será recozida para reduzir a resistência mecânica e restaurar a ductilidade. Finalizado o processo de recozimento, o material passa por um laminador de encruamento onde, através de pequeno passe de laminação (*skin pass*) busca-se eliminar o patamar de escoamento, imprimir a rugosidade desejada, ajustar as propriedades mecânicas e acertar a planicidade da tira. Ao final deste processo, o material é inspecionado para garantir o atendimento às necessidades do cliente.

O material selecionado para este trabalho é laminado no PLTCM da Usiminas (linha de decapagem acoplada ao laminador de tiras a frio). Este equipamento pode receber bobinas a quente com espessuras variando de 1,8mm a 6,0mm e largura entre 700mm e 1.865 mm. O peso máximo das BQs é de 40 toneladas e após a laminação a frio, as BFs podem ter espessuras entre 0,4 e 2,3mm, largura entre 700mm e 1.865mm e peso máximo de 50 toneladas. Antes do início do processo químico de decapagem no PLTCM, a tira passa por uma desempenadeira que fornece até 3% de deformação para correção de possíveis problemas de forma e principalmente para promover a quebra da carepa, gerando trincas superficiais que facilitaram a penetração e o ataque do ácido presente nos tanques de decapagem. Nos tanques de ácido ocorre a decapagem química através de reação promovida pelo contato direto da tira com ácido clorídrico. Após este processo, a tira é lavada, secada e passa então pela tesoura lateral (*side trimmer*) onde ocorre o aparamento de bordas para garantir a largura constante da tira e retirar possíveis defeitos de bordas. Somente depois do

aparamento de bordas que o material vai para o processo de laminação a frio propriamente dito. O laminador do PLTCM é do tipo tandem com 5 cadeiras, sendo as três primeiras compostas por quatro cilindros cada e nas cadeiras 4 e 5 existem 6 cilindros em cada. O laminador possui AGC (Automatic Gap Control) possibilitando um bom controle de espessura em relação à visada, FGC (Flying Gauge Change) para mudança nos parâmetros de controle do laminador sempre que houver variação no material que está sendo processado, CVC (Continuous Variable Crown) para possibilitar mudança rápida de coroamento, auxiliando o sistema de bending dos cilindros. O HGC (Hydraulic Gap Control) é o controle hidráulico da força de laminação, o laminador possui também rolo com sensores (Shape Meter) para medição de variações na forma da tira e envio de sinal imediato para correção. Para garantir a continuidade do processo, ao final da linha, existe uma tesoura rotativa (Drum Shear) que efetua o corte do material sem a necessidade de parada da linha para mudança de bobinadeira.

Após a laminação a frio, o material segue o processo para a linha de recozimento contínuo (CAPL). Esta linha é composta por uma linha de limpeza eletrolítica onde são removidos os resíduos da superfície da tira (óleo e pó de ferro) oriundos do processo de laminação a frio, o recozimento ocorre após a limpeza eletrolítica e a seção de recozimento é composta por um forno de aquecimento (HF) com 310 metros que eleva a temperatura da tira até a temperatura de encharque (entre 700°C e 850°C), um forno de encharque (SF) com 113 metros onde a temperatura da tira é mantida (entre 700°C e 850°C) do início ao final, um forno de resfriamento lento (SCF) com 44 metros onde a tira é resfriada até a temperatura de 675°C, um resfriamento rápido (1C) com 28 metros onde a tira é resfriada até aproximadamente 410°C, com taxa máxima de 60°C/s, um forno de super envelhecimento (OA) com 635 metros onde o material é mantido por tempo superior a 120s em temperatura onde o carbono é mais estável na forma de precipitados, retardando o envelhecimento do material. O resfriamento secundário (2C) com 124 metros consiste em resfriar o material da temperatura final do forno de super envelhecimento até temperaturas em torno de 200°C através de jatos de gás HN recirculado. Após esta etapa, o material passa por um resfriamento brusco com água atingindo temperaturas abaixo de 45°C. A curva esquemática do ciclo térmico no recozimento contínuo está ilustrada na figura 3,17. A atmosfera em todos os fornos é constituída de uma mistura de gases constituída de 95% de nitrogênio e 5% de hidrogênio (HN). Ainda na linha de recozimento contínuo (CAPL), o

material é encruado sofrendo deformação entre 0,3 e 6% em um laminador de uma cadeira e seis cilindros. Os objetivos do encruamento já foram citados anteriormente. Antes de finalizar o processo na linha de recozimento contínuo, o material pode passar por apartamento de bordas e passa por cabine de inspeção para garantir o atendimento às necessidades dos clientes. Ao final o material é oleado e bobinado nas dimensões adequadas para a aplicação.

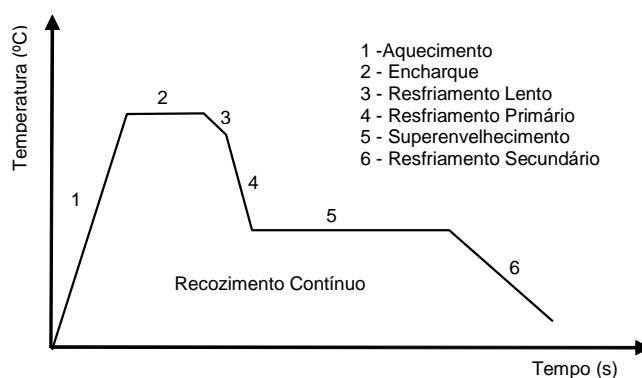


Figura 3.17 – Ciclo de recozimento esquemático aplicado no CAPL da Usiminas.

4 METODOLOGIA

O material, utilizado para a execução do trabalho, foi escolhido a partir de um lote de aço de alta resistência e baixa liga em produção para atendimento ao limite de escoamento mínimo de 410 MPa. Este aço foi produzido em escala industrial até o processo de laminação a frio, onde sofreu redução a frio de aproximadamente 55%. Após a chegada do material na linha de recozimento contínuo, o mesmo foi amostrado antes deste processo para dar continuidade ao trabalho nos laboratórios do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento da Usiminas.

4.1 Amostragem industrial

Após a seleção do material a ser utilizado no trabalho, foram retiradas, após processo na laminação a frio, na entrada da linha de recozimento contínuo, duas amostras do aço sendo ambas nas dimensões de 800 x 1200mm para serem subdivididas em corpos de prova para os processos subseqüentes. Foi retirada também uma amostra de 500 x 1200mm na entrada do laminador a frio para análise da matéria prima anterior à laminação a frio.

4.2 Divisão em corpos de provas

Após o recolhimento das amostras, estas foram subdivididas em corpos de prova, nas dimensões aproximadas de 150 x 200 mm, e foram submetidos a três reduções a frio diferentes (72%, 63% e 55%). Ao final desta etapa, os corpos de prova foram novamente divididos em amostras menores (50 x 150 mm), totalizando 27 corpos de prova para simulação de ciclo de recozimento contínuo na GLEEBLE com três temperaturas distintas de encharque.

4.3 Processamento das amostras

As amostras retiradas e subdivididas após o processo industrial de laminação a frio, saíram da linha com redução a frio inicial de 55%. Dois terços destas amostras sofreram redução adicional através do processo de laminação a frio em laminador piloto. As espessuras visadas no laminador piloto objetivaram a obtenção de redução

a frio total de aproximadamente 63 e 72%. Após a redução a frio, as amostras, divididas em três grupos (55, 63 e 72% de redução a frio) foram encaminhadas para o processo de recozimento contínuo. Este processo de recozimento foi realizado na GLEEBLE. As temperaturas de encharque visadas foram de 730, 760 e 800°C e os ciclos de recozimento foram executados de acordo com ciclos já padronizados para produção em escala industrial. Cada grupo de amostras laminadas a frio foi dividido em três subgrupos para processo nos três diferentes ciclos de recozimento. Após o processo de recozimento contínuo, o encruamento foi fixado com deformação visada de 1,8% para todas as amostras, de forma a evitar sua interferência nas diferenças das propriedades mecânicas finais das amostras. A composição química também não trará efeitos nos resultados devido à amostragem ter sido realizada em uma mesma bobina (material de mesma corrida).

A tabela abaixo ilustra a quantidade de amostras avaliadas para cada redução a frio e temperatura de encharque no recozimento.

Tabela IV-1 – Distribuição das 27 amostras para os processos de laminação a frio e recozimento contínuo

		Temperatura de encharque no recozimento contínuo		
		730°C	760°C	800°C
Redução a frio	55%	3 amostras	3 amostras	3 amostras
	63%	3 amostras	3 amostras	3 amostras
	72%	3 amostras	3 amostras	3 amostras

4.4 Testes e análises

Após o processamento dos corpos de prova, os mesmos foram encaminhados para ensaios de tração para determinação do limite de escoamento, limite de resistência e deformação. Foram realizadas também análises químicas e metalográficas das amostras.

Na metalografia, a determinação do tamanho de grão ferrítico, anterior e posterior ao recozimento, foi feita utilizando método de interceptos baseado na norma ASTM-E-112, com auxílio de um analisador de imagens. Para a revelação dos contornos de grãos foi utilizado ataque com nital 4% e a análise por microscopia óptica foi efetuada com aumento de 1.000 vezes. Já para a verificação da relação de fases, foi utilizado ataque com picral 4% e análise de imagem com aumento de 4.000 vezes.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

O material amostrado na linha de produção possuía espessura de BQ de 3,2mm e largura de 1200mm. Na laminação a quente, as temperaturas de acabamento e bobinamento aplicadas foram 900°C e 600°C respectivamente. Com a realização do complemento de redução a frio em escala laboratorial, foram obtidas chapas com espessuras e reduções a frio conforme a tabela V.1. O resultado da análise de composição química das amostras retiradas para o estudo está ilustrado na tabela V.2.

Tabela V-1 – Reduções a frio obtidas

Espessura inicial (mm)	Redução a frio obtida (%)	Espessura final (mm)
3,2	55	1,45
	63	1,10
	72	0,90

Tabela V-2 – Composição química das amostras de aço ARBL (% em massa)

C	Mn	Si	P	S	Al	Nb	N
0,11	1,56	0,21	0,016	0,0023	0,024	0,031	0,0019

Realizado o processamento das amostras em laminador piloto, conforme já comentado, estas foram subdivididas e enviadas para processo de recozimento na GLEEBLE, simulando ciclos já padronizados para a linha de recozimento contínuo, com temperaturas de encharque de 730, 760 e 800°C.

Ao todo, foram simulados 27 ciclos de recozimento, sendo três para cada espessura e temperatura de encharque visada. Os ciclos de recozimento realizados nas amostras laminadas a frio estão ilustrados na forma de gráfico nas próximas páginas.

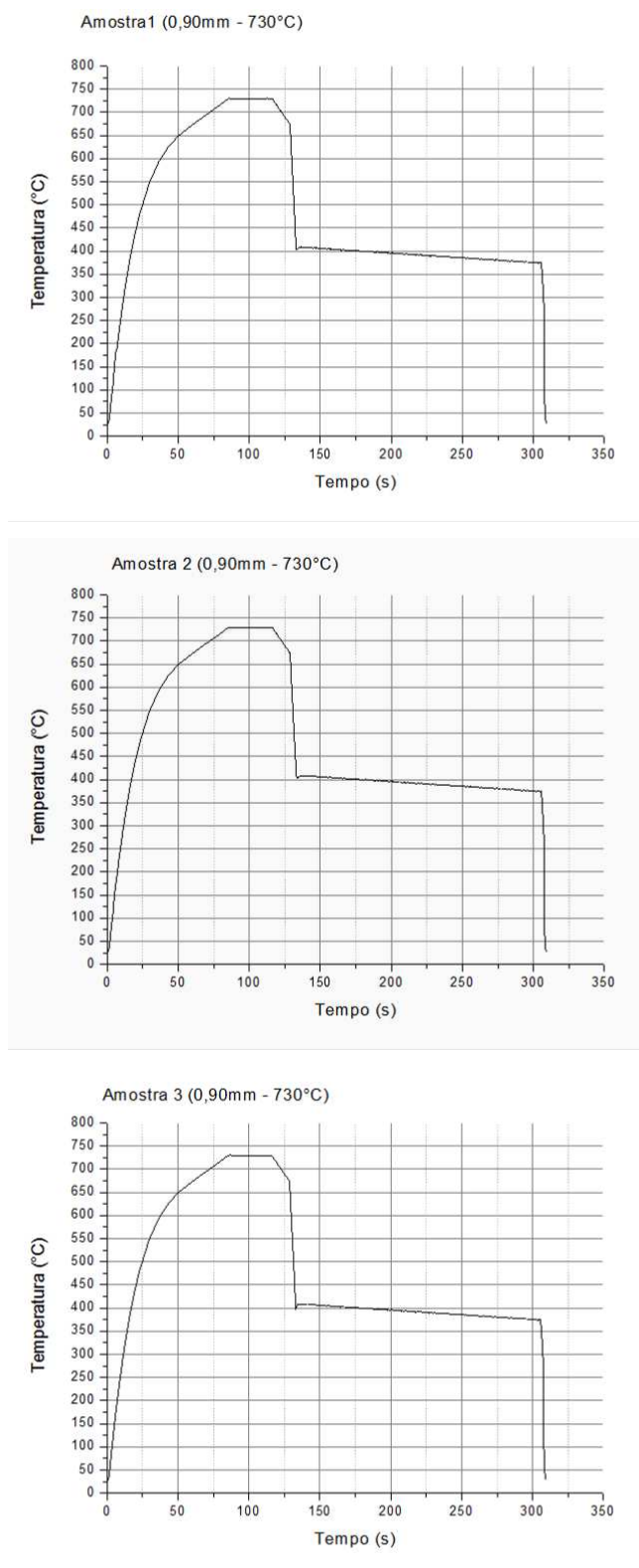


Figura 5.1 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 0,90 mm (72% de redução a frio) com temperatura de encharque de 730°C.

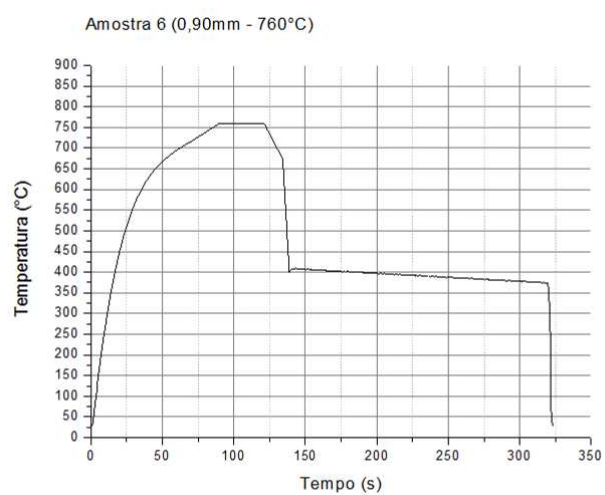
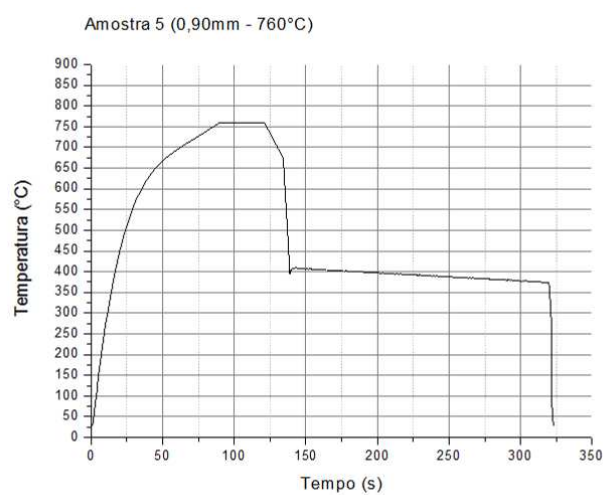
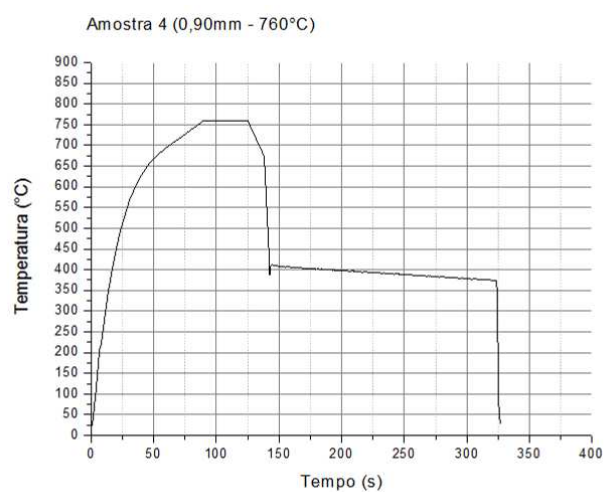


Figura 5.2 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 0,90 mm (72% de redução a frio) com temperatura de encharque de 760°C.

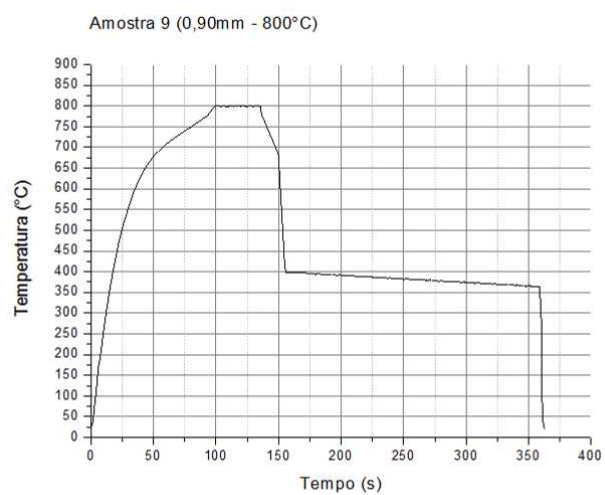
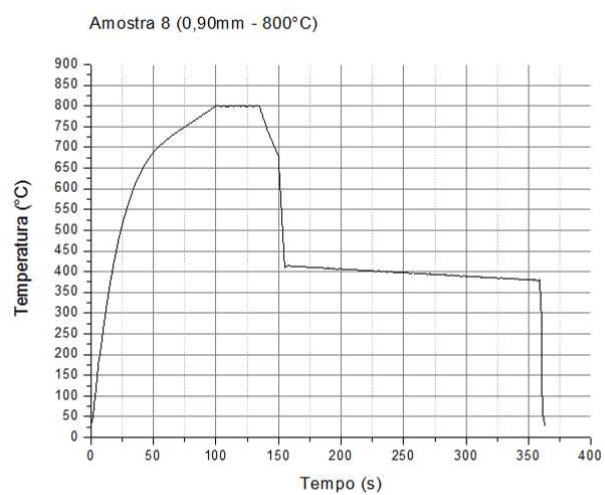
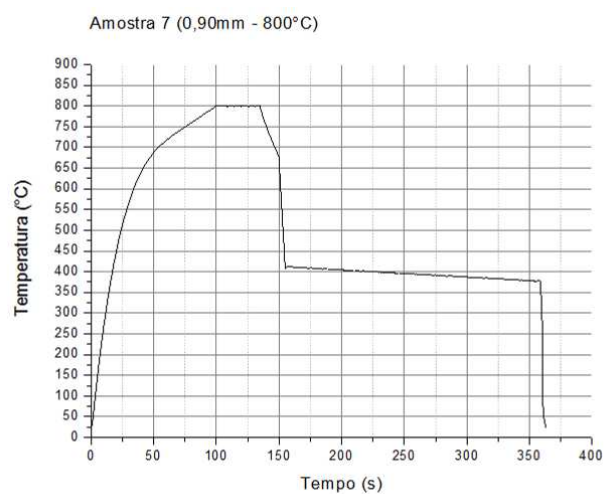


Figura 5.3 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 0,90 mm (72% de redução a frio) com temperatura de encharque de 800°C.

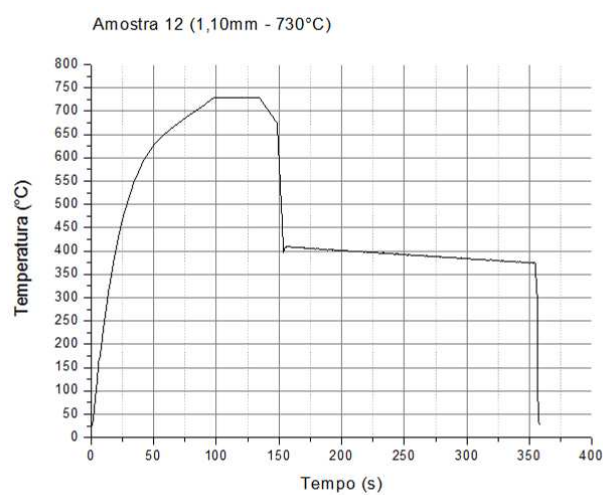
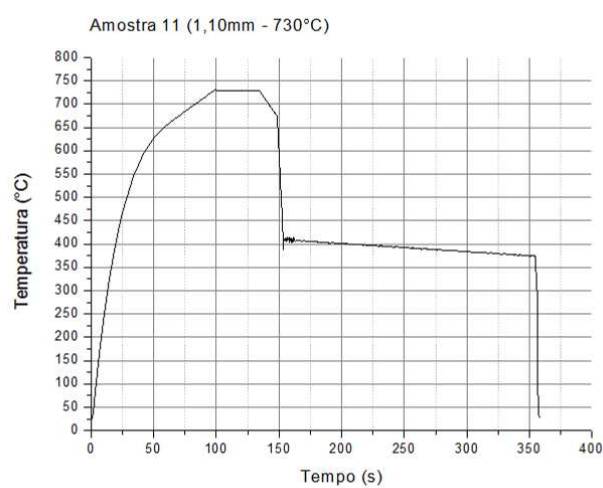
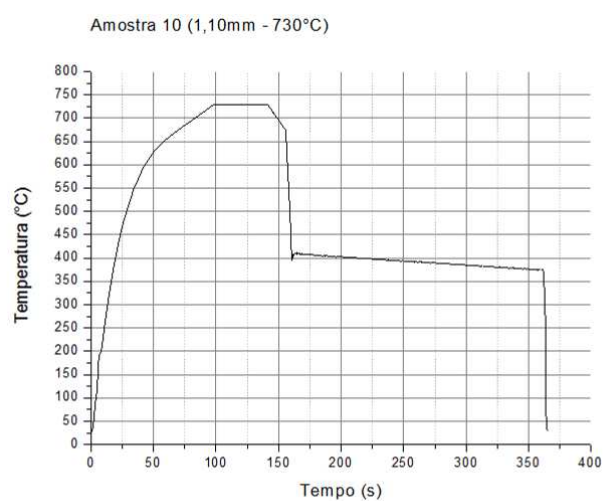


Figura 5.4 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,10 mm (63% de redução a frio) com temperatura de encharque de 730°C.

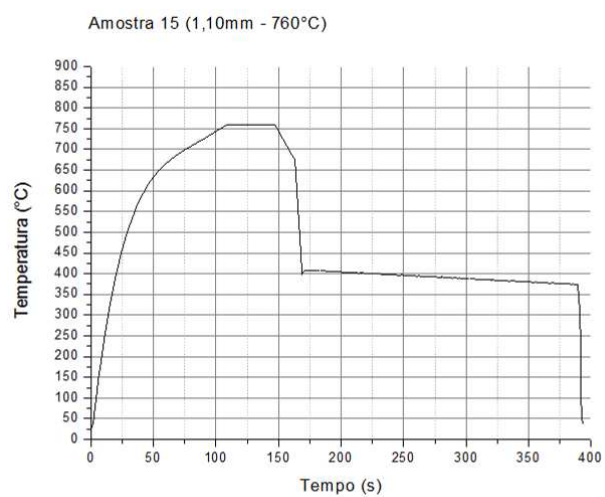
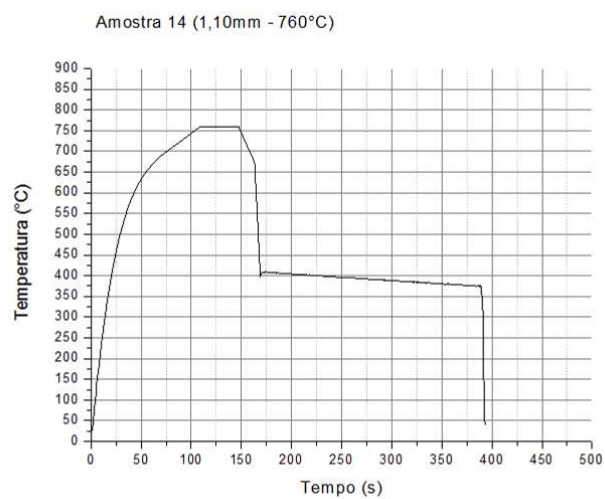
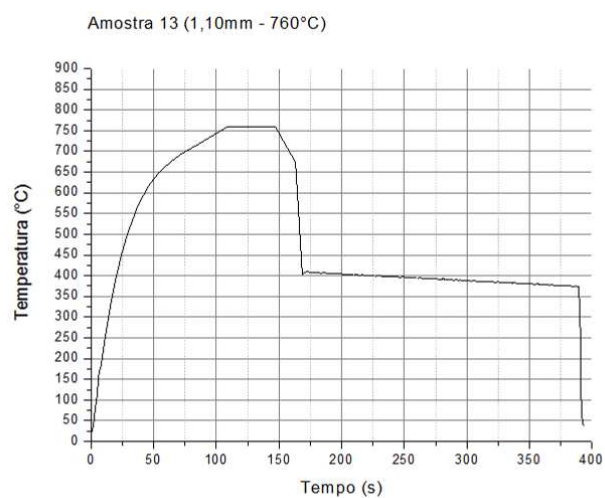


Figura 5.5 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,10 mm (63% de redução a frio) com temperatura de encharque de 760°C.

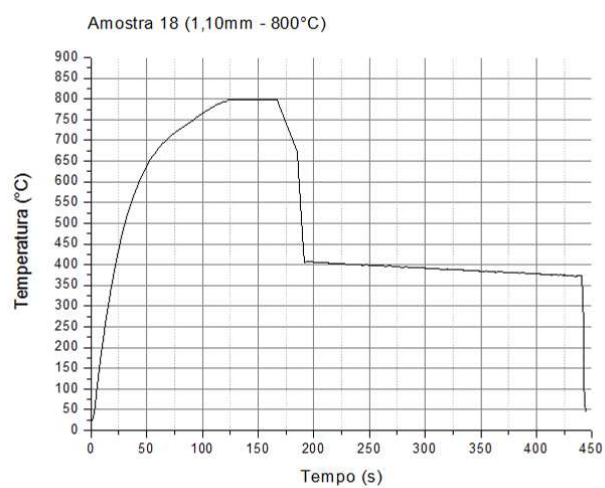
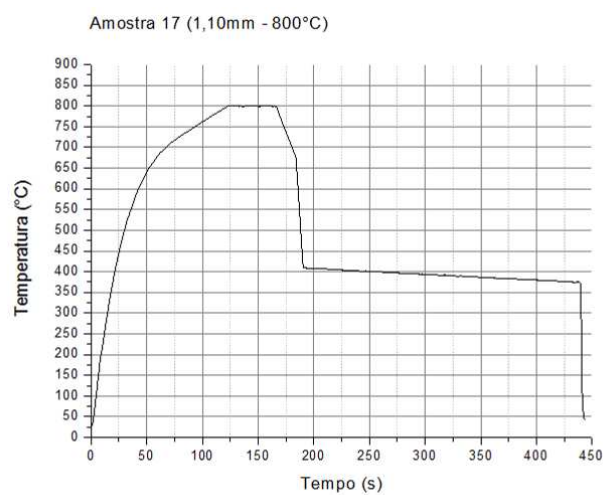
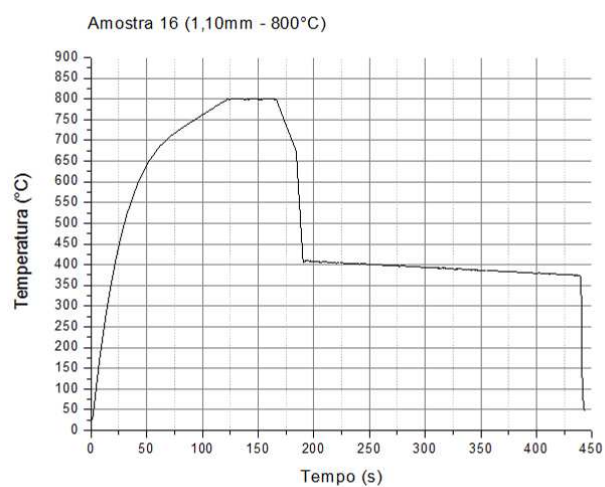


Figura 5.6 - Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,10 mm (63% de redução a frio) com temperatura de encharque de 800°C.

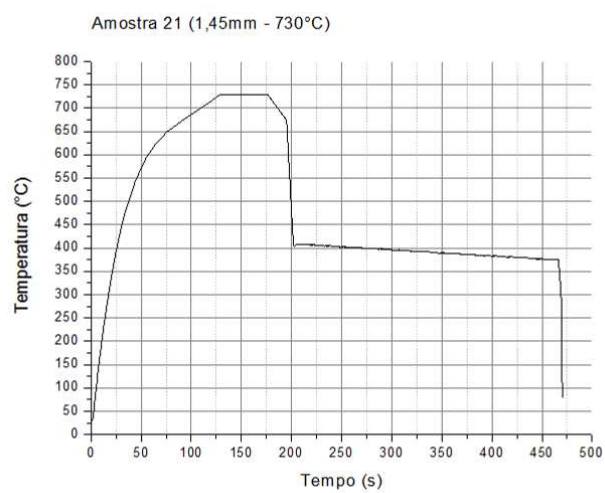
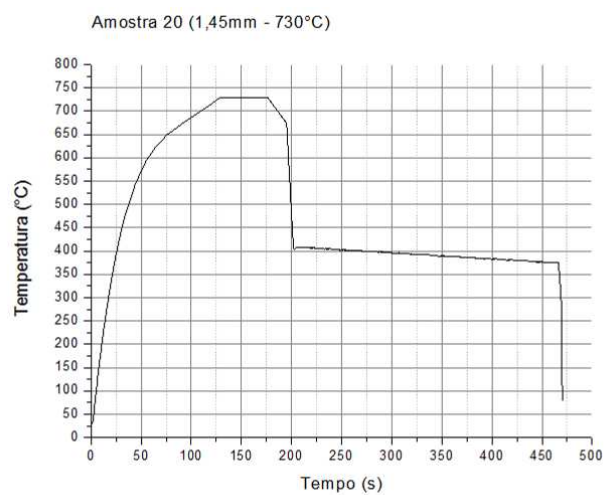
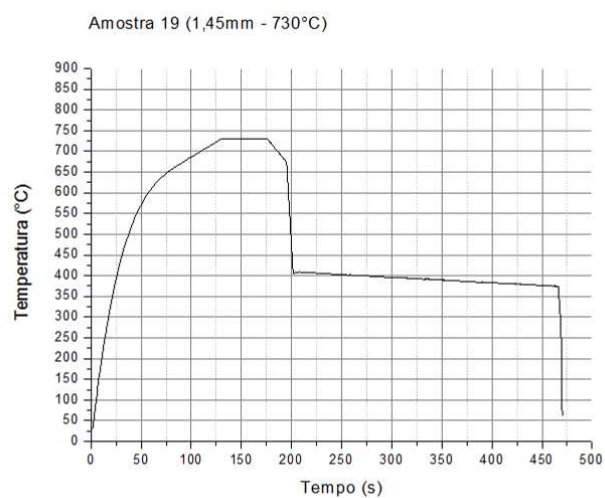


Figura 5.7 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,45 mm (55% de redução a frio) com temperatura de encharque de 730°C.

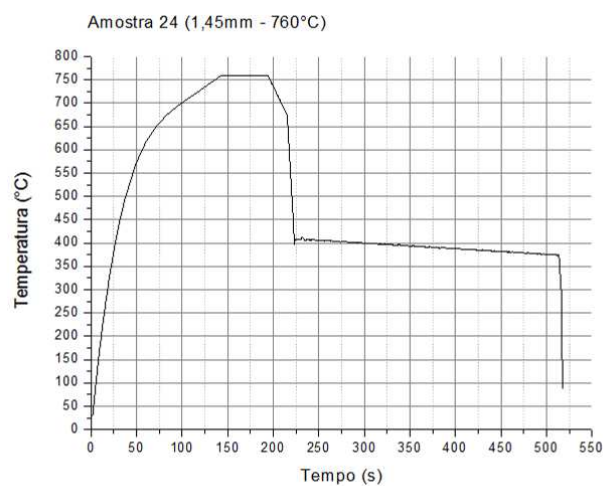
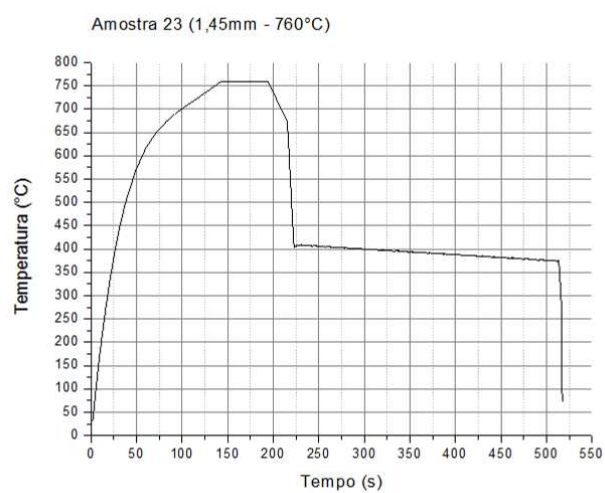
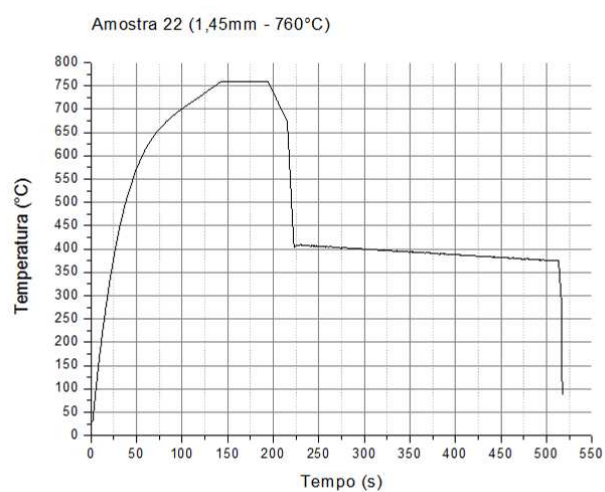


Figura 5.8 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,45 mm (55% de redução a frio) com temperatura de encharque de 760°C.

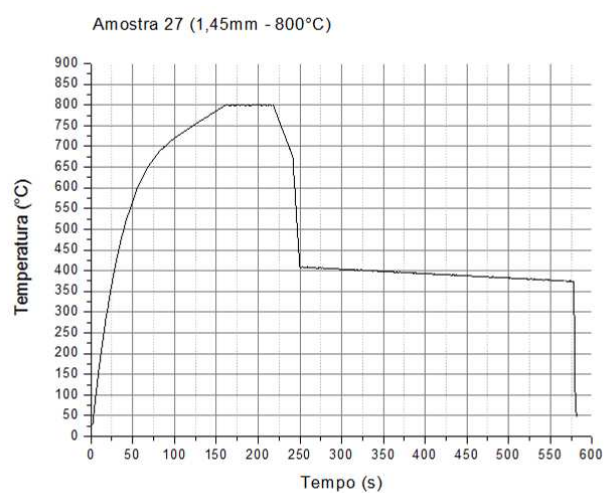
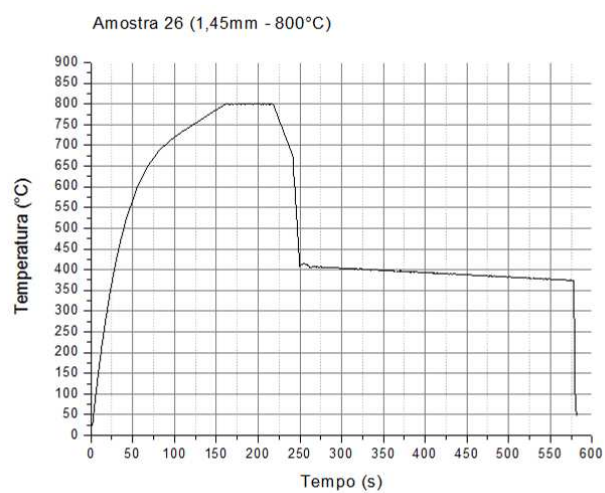
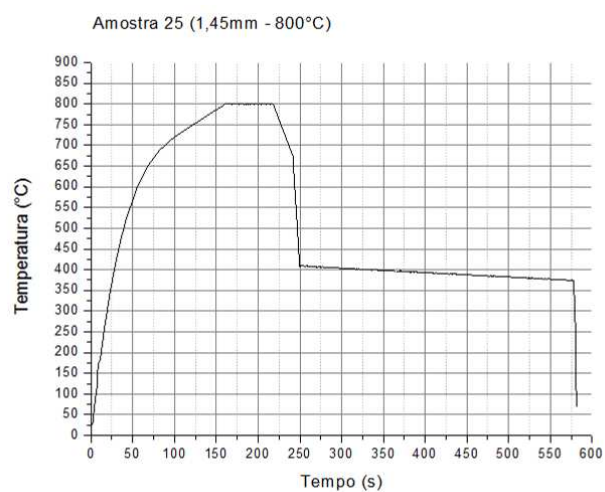


Figura 5.9 – Ciclos de recozimento realizado nas amostras com espessura de 1,45 mm (55% de redução a frio) com temperatura de encharque de 800°C.

Além da realização dos ciclos de recozimento para as amostras laminadas a frio, foi verificada também a temperatura de início de recristalização para corpos de prova que sofreram as maiores e menores reduções a frio aplicadas neste experimento.

As temperaturas utilizadas para checar a temperatura de início de recristalização foram de 500°C até 720°C, variando de 30 em 30°C. Conforme pode ser observado na tabela V.5, para as amostras com redução a frio de 73%, a recristalização somente foi observada para a temperatura de 720°C enquanto que para as amostras com redução de 55%, a recristalização já havia se iniciado com a temperatura de 680°C.

Conforme já citado neste trabalho, com a maior redução a frio, é esperado que o material tenha maior força motriz para recristalização, sendo necessária menor temperatura para que se inicie o processo de recristalização. De acordo com a checagem efetuada neste estudo, foi observado o contrário, porém isto pode ser explicado pelo fato de que as taxas de aquecimento utilizadas no experimento não foram as mesmas, sendo que para o teste com temperatura de 680°C, a amostra com espessura de 0,90 mm (maior redução) foi aquecida com uma taxa de aquecimento superior à taxa utilizada para o aquecimento da amostra com espessura de 1,45 mm. Desta forma, o material de menor redução a frio esteve por mais tempo em temperaturas elevadas. Como a recristalização é uma transformação que envolve nucleação e crescimento e tanto o tempo quanto a temperatura favorecem a recristalização, neste caso o maior tempo favoreceu a recristalização para a amostra de menor redução a frio, tornando o teste em questão para a temperatura de 680°C inconclusivo. Já para o aquecimento até a obtenção da temperatura de 720°C, a taxa de aquecimento aplicada foi a mesma para ambas as amostras e pode ser observado um pequeno acréscimo no percentual de fase recristalizada para o material de maior redução a frio.

As figuras 5.10 e 5.11 mostram as curvas de aquecimento e resfriamento rápido pelas quais as amostras do aço ARBL com redução a frio de 55% e 73% passaram para verificação de temperatura de início de recristalização. As taxas de aquecimento aplicadas para alcançar as temperaturas de 680°C e 720°C que foram comentadas no parágrafo anterior poderão ser observadas na tabela V.4.

As microestruturas obtidas no teste de temperatura de início de recristalização são mostradas nas figuras 5.12 e 5.13.

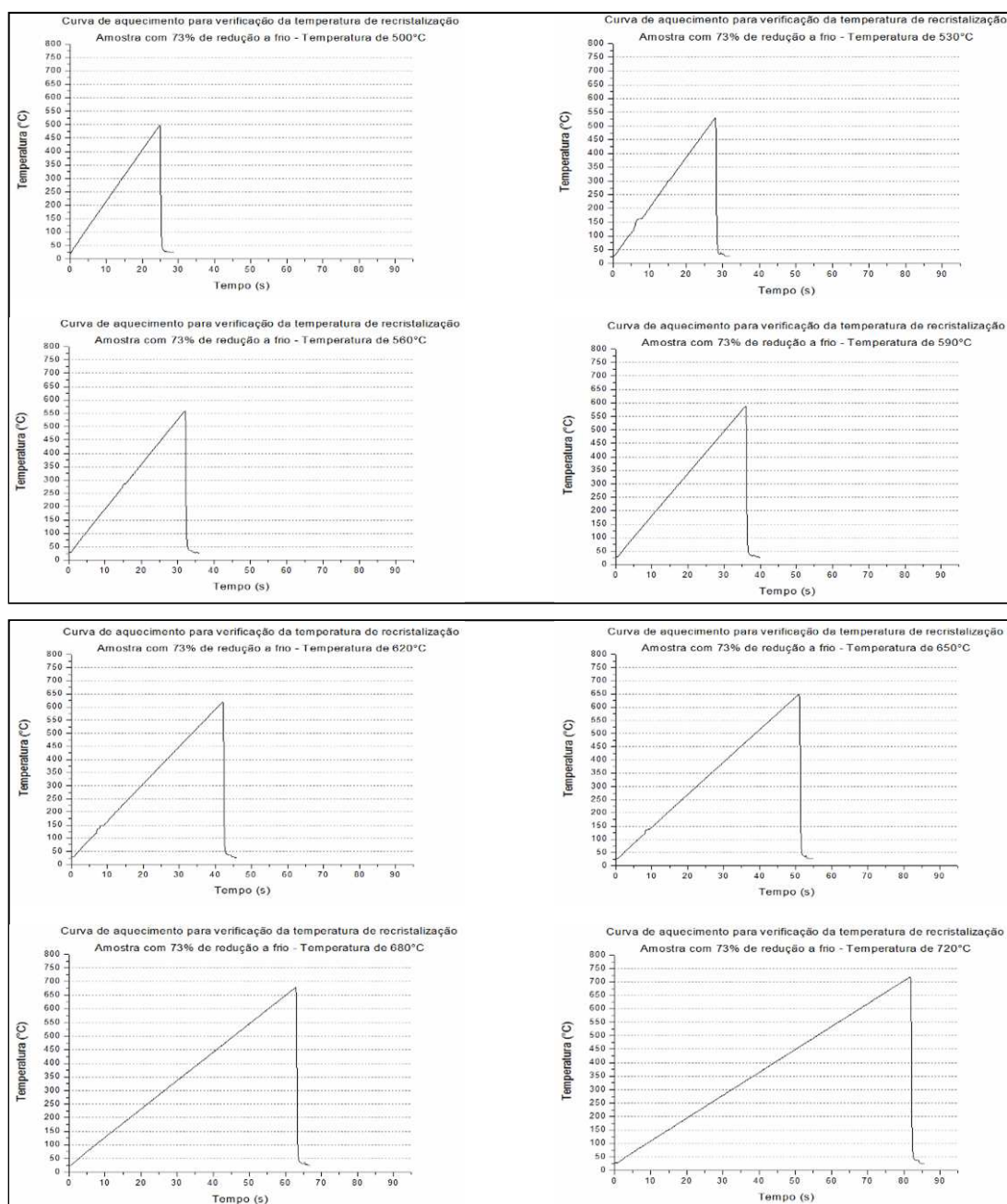


Figura 5.10 – Curvas de aquecimento e resfriamento rápido aplicadas em amostras de aço ARBL com 73% de redução a frio.

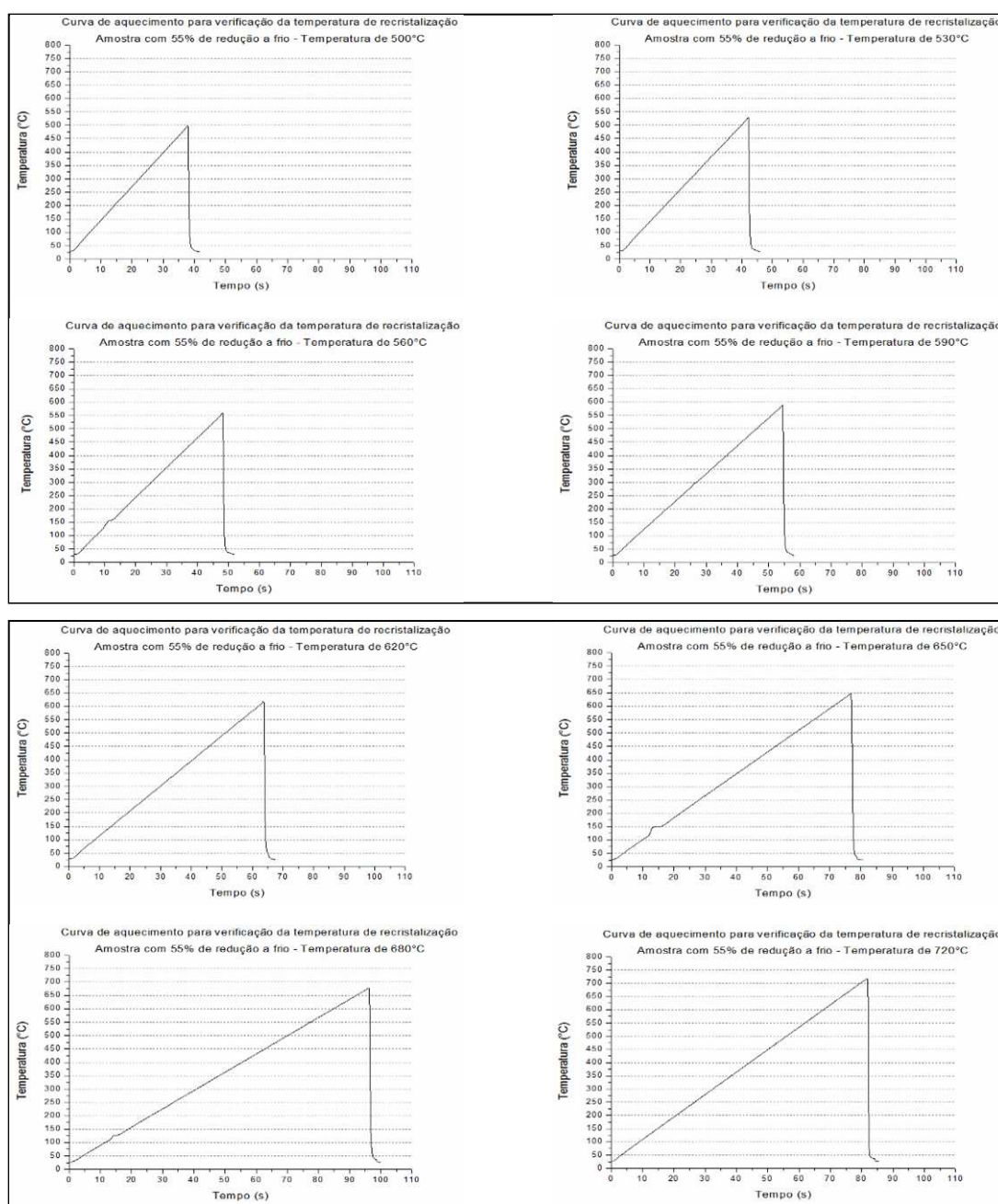


Figura 5.11 – Curvas de aquecimento e resfriamento rápido aplicadas em amostras de aço ARBL com 55% de redução a frio.

A tabela V.3 representa as regressões lineares para as curvas de aquecimento aplicadas nas amostras visando à obtenção das temperaturas de 680°C e 720°C. A partir desta tabela, pode-se também identificar as taxas de aquecimento aplicadas nestes casos.

Tabela V-3 – Regressões lineares para o aquecimento aplicado visando a obtenção das temperaturas de 680 e 720°C para amostras com 55 e 72% de redução a frio.

Equação: $Y = a.X + b$					
Temperatura	Redução	a	b	R ²	Tempo (s)
680 °C	55%	6,8	21,9	0,99996	96,5
680 °C	72%	10,4	23,3	0,99999	63,0
720 °C	55%	8,5	23,5	0,99999	81,8
720 °C	72%	8,5	23,6	0,99999	81,8

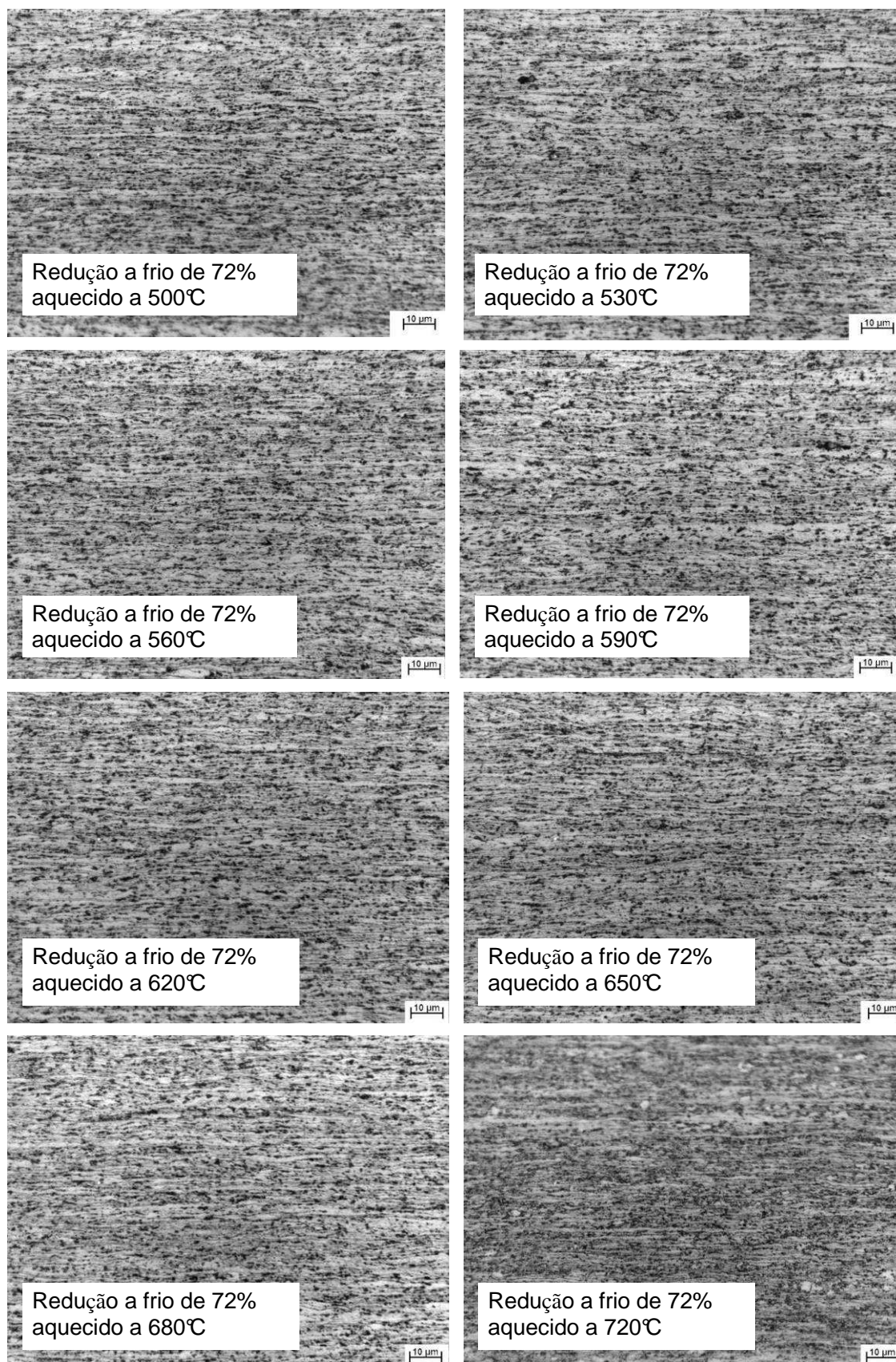


Figura 5.12– Fotografias das microestruturas obtidas para a redução a frio de 73%.

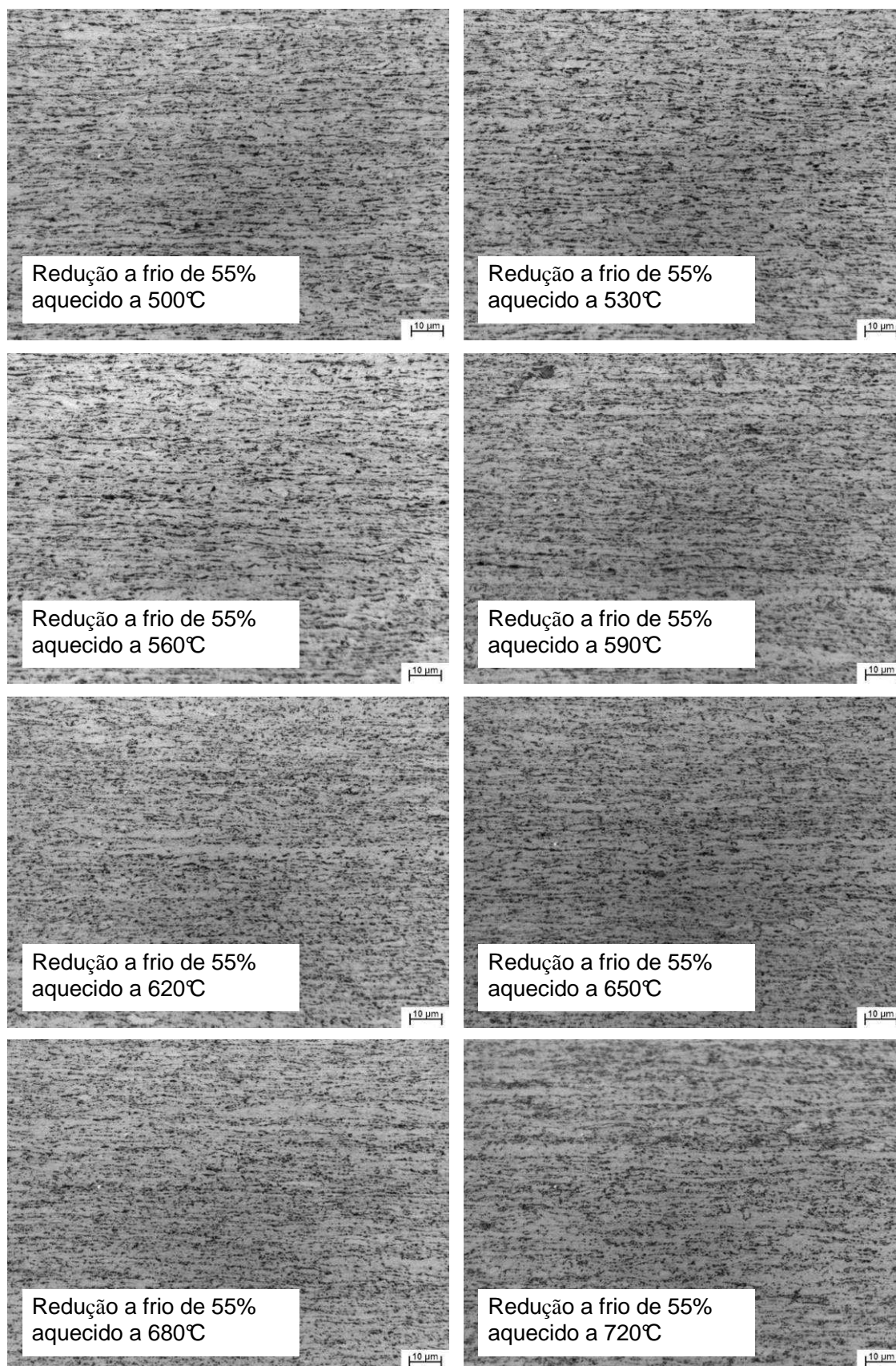


Figura 5.13 – Micrografias das microestruturas obtidas para a redução a frio de 55%.

Tabela V-4 – Taxas de aquecimento aplicadas para obtenção das temperaturas de 680°C e 720°C para as amostras selecionadas para verificação de temperatura de início de recristalização.

Temperatura alcançada	Taxa de aquecimento aplicada às amostras	
	55% de redução a frio	72% de redução a frio
680°C	6,8°C/s	10,4°C/s
720°C	8,5°C/s	8,5°C/s

Tabela V-5 – Verificação da temperatura de início de recristalização.

Redução a Frio	Temperatura aplicada (°C)	Fração recristalizada	Redução a Frio	Temperatura aplicada (°C)	Fração recristalizada
55%	500	0,0%	72%	500	0,0%
	530	0,0%		530	0,0%
	560	0,0%		560	0,0%
	590	0,0%		590	0,0%
	620	0,0%		620	0,0%
	650	0,0%		650	0,0%
	680	2,4%		680	0,0%
	720	2,9%		720	3,2%

Concluído o processamento do material na GLEEBLE e checagem de temperatura de recristalização, foram retirados corpos de prova das amostras recozidas para avaliação de limite de escoamento, limite de resistência, razão elástica, dureza, deformação total, tamanho de grão ferrítico e relação de constituintes (ferrita e perlita). Os resultados obtidos estão ilustrados na tabela V.6.

Tabela V-6 – Resumo dos resultados dos ensaios de tração para o aço ARBL em estudo.

Tipo de Aço	Ciclos Simulados	Redução (%)	Espes. (mm)	Temp. HF (°C)	Propriedades Mecânicas					
					LE (MPa)	LR (MPa)	RE	Alu (%)	Alt (%)	n
H S L A 4 1 0	C A P L	55	1,45	800	553	643	0,86	11,0	23,0	0,099
				760	591	676	0,87	9,5	19,9	0,089
				730	623	703	0,89	9,0	16,2	0,087
		63	1,10	800	559	649	0,86	11,1	20,8	0,102
				760	590	679	0,87	10,0	18,3	0,097
				730	616	702	0,88	9,2	16,8	0,093
		72	0,90	800	572	667	0,86	12,0	20,5	0,116
				760	607	696	0,87	9,8	17,3	0,097
				730	620	710	0,87	10,6	18,1	0,102

Tipo de Aço	Ciclos Simulados	Redução (%)	Espes. (mm)	Temp. HF (°C)	Dureza Hv 2 kg	T Grão Ferrítico		(% de Fases)		Razão Ferrita/Perlita
						TG (µm)	TG (ASTM)	Ferrita	Perlita	
H S L A 4 1 0	C A P L	55	1,45	800	210	5,92	11,9	84,5	15,5	5,5
				760	232	5,55	11,7	80,7	19,3	4,2
				730	247	5,27	11,5	82,4	17,6	4,7
						321 (*)				
		63	1,10	800	215	5,01	12,0	80,6	19,4	4,2
				760	232	4,83	12,2	82,4	17,6	4,7
				730	242	4,58	12,2	81,0	19,0	4,3
						322 (*)				
		72	0,90	800	224	3,66	12,7	74,0	26,0	2,8
	760			244	4,32	12,0	74,8	25,2	3,0	
	730			252	3,70	12,7	75,5	24,5	3,1	
					328 (*)					

* Dureza do material full hard

As análises do limite de escoamento, limite de resistência, dureza, deformação total e deformação uniforme foram verificadas em três amostras na direção transversal à de laminação para cada condição de teste. A base de medida para a determinação da deformação total foi de 25mm. Para facilitar a visualização da interferência da redução a frio e da temperatura de encharque do recozimento contínuo nas propriedades acima citada, os valores obtidos estão representados graficamente nas figuras 5.14 até 5.25.

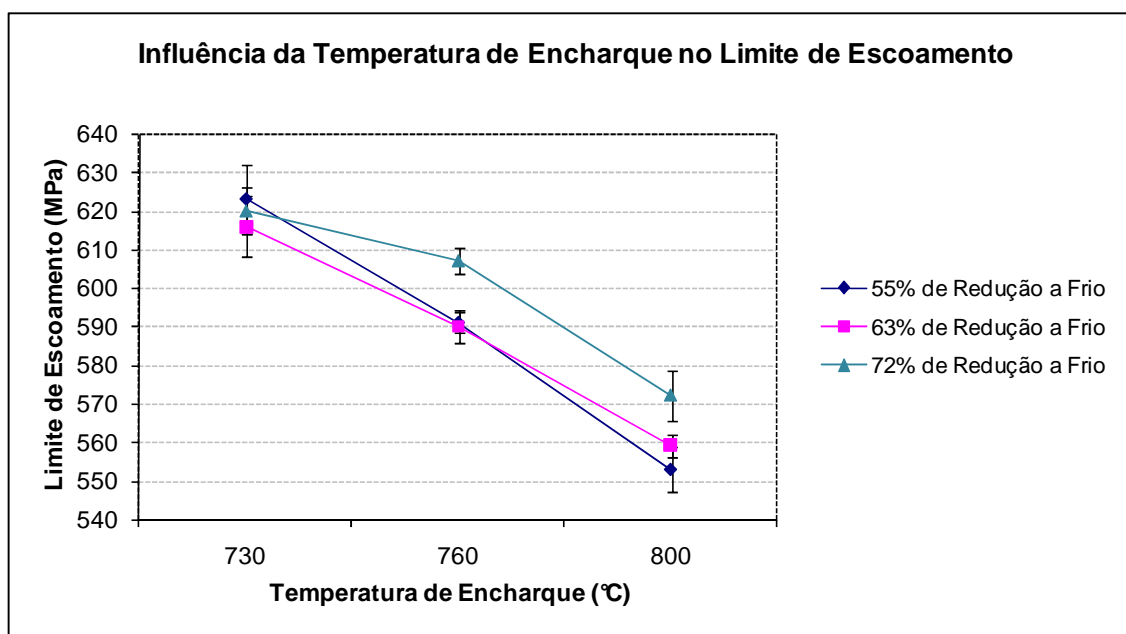


Figura 5.14 – Influência da temperatura de encharque no LE.

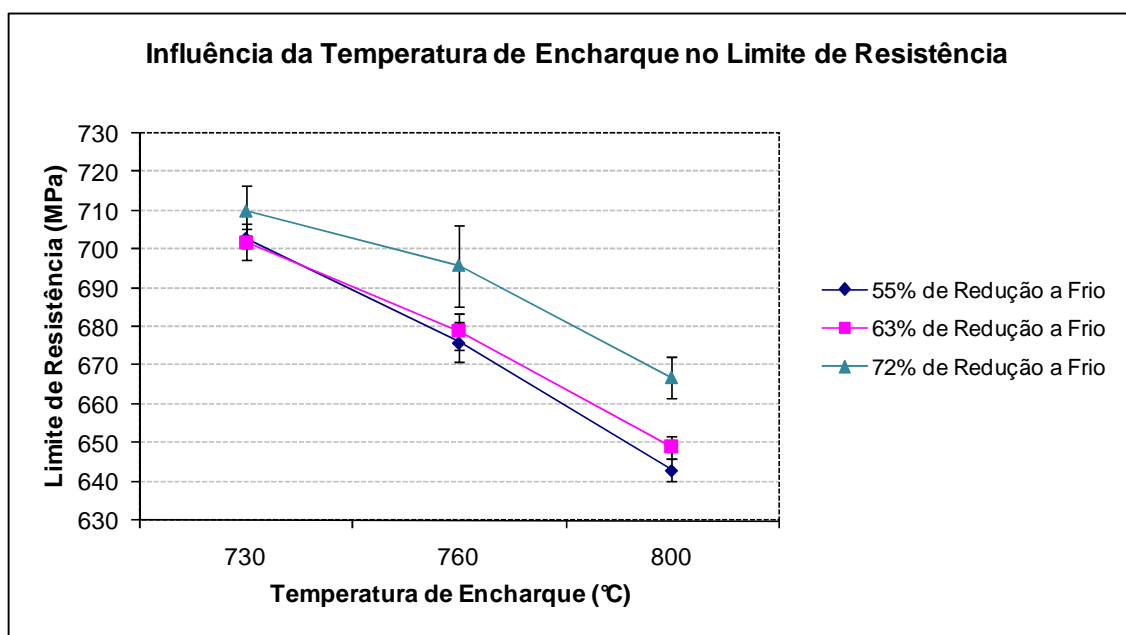


Figura 5.15 – Influência da temperatura de encharque no LR.

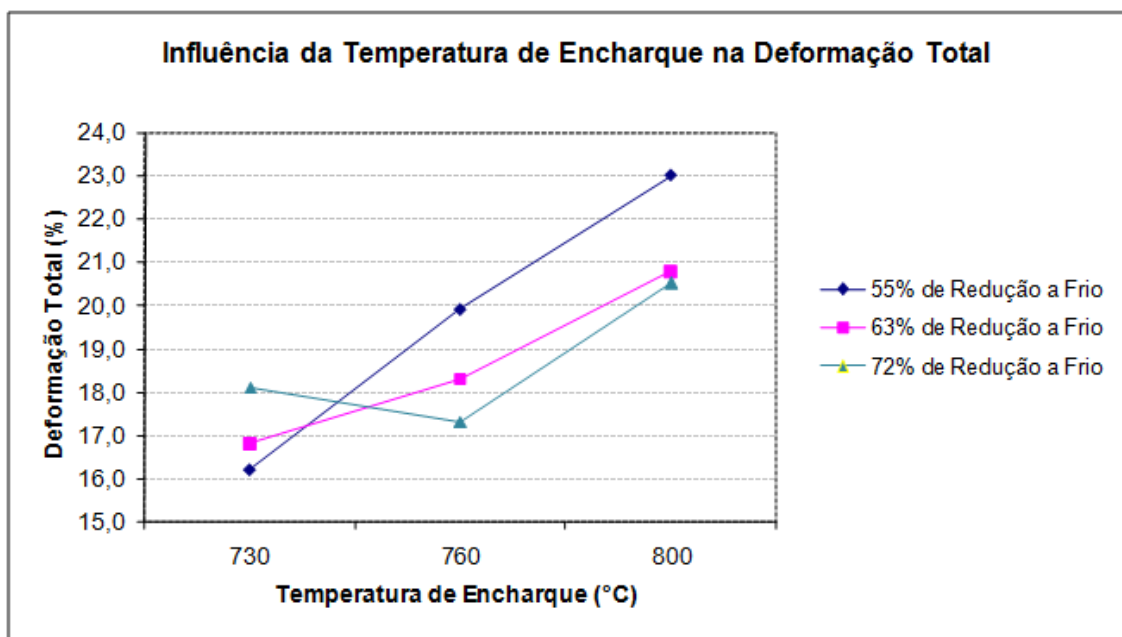


Figura 5.16 – Influência da temperatura de encharque na deformação total.

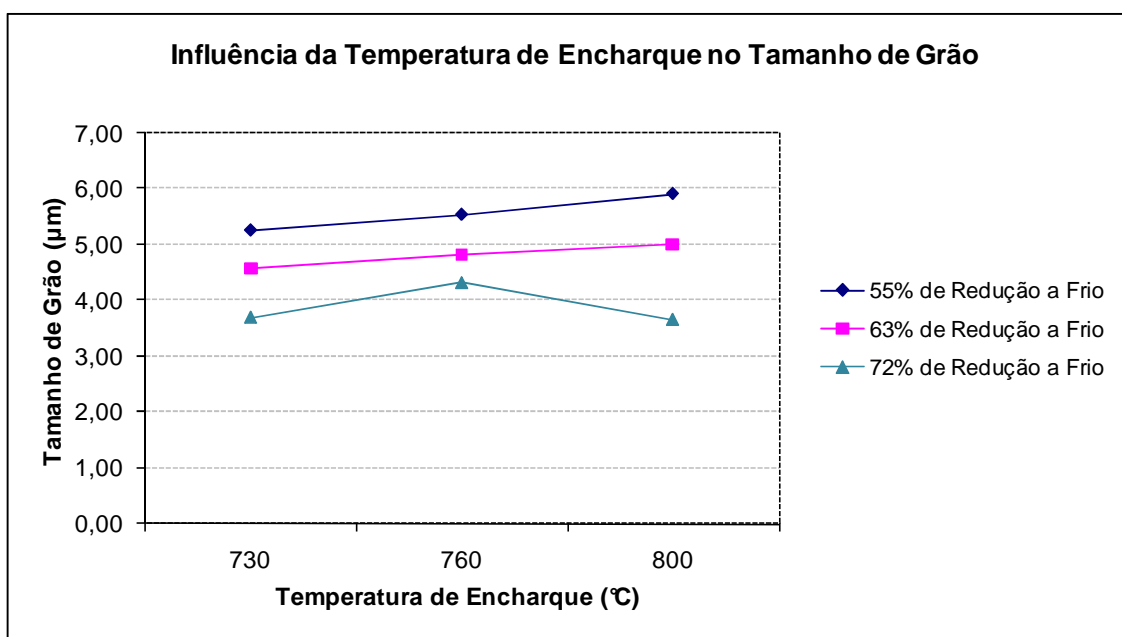


Figura 5.17 – Influência da temperatura de encharque no tamanho de grão.

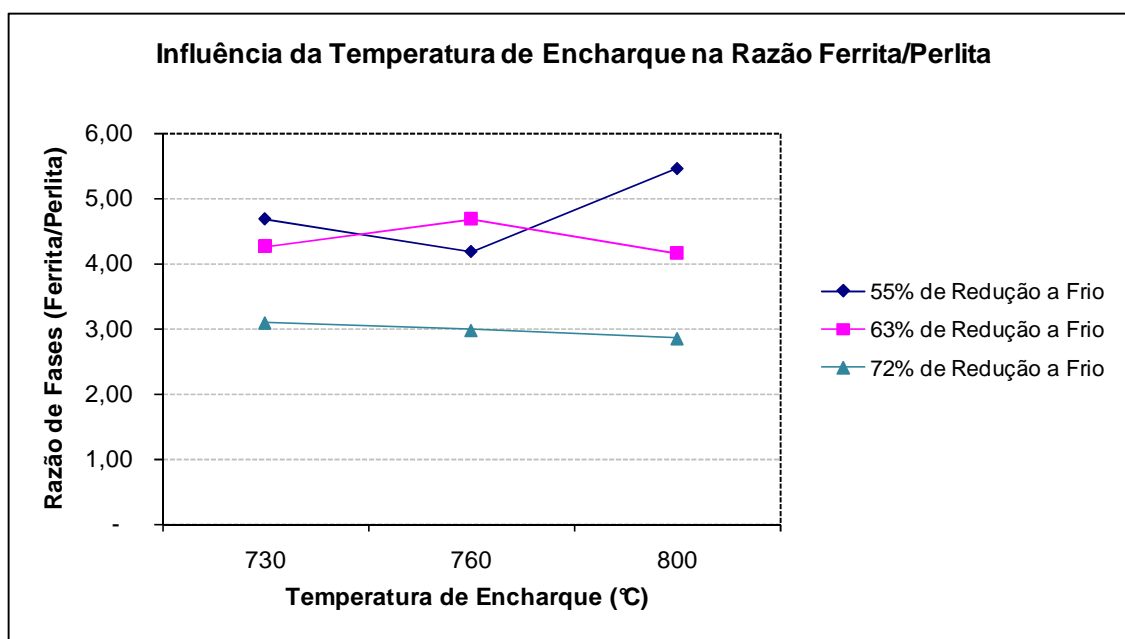


Figura 5.18 – Influência da temperatura de encharque na razão ferrita/perlita.

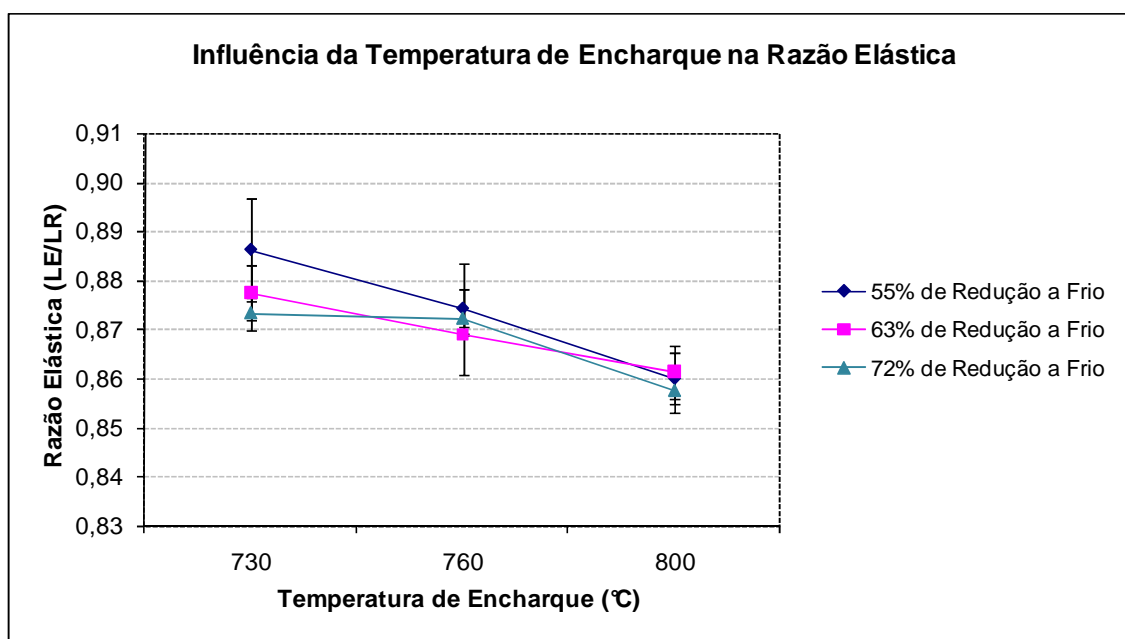


Figura 5.19 – Influência da temperatura de encharque na razão elástica.

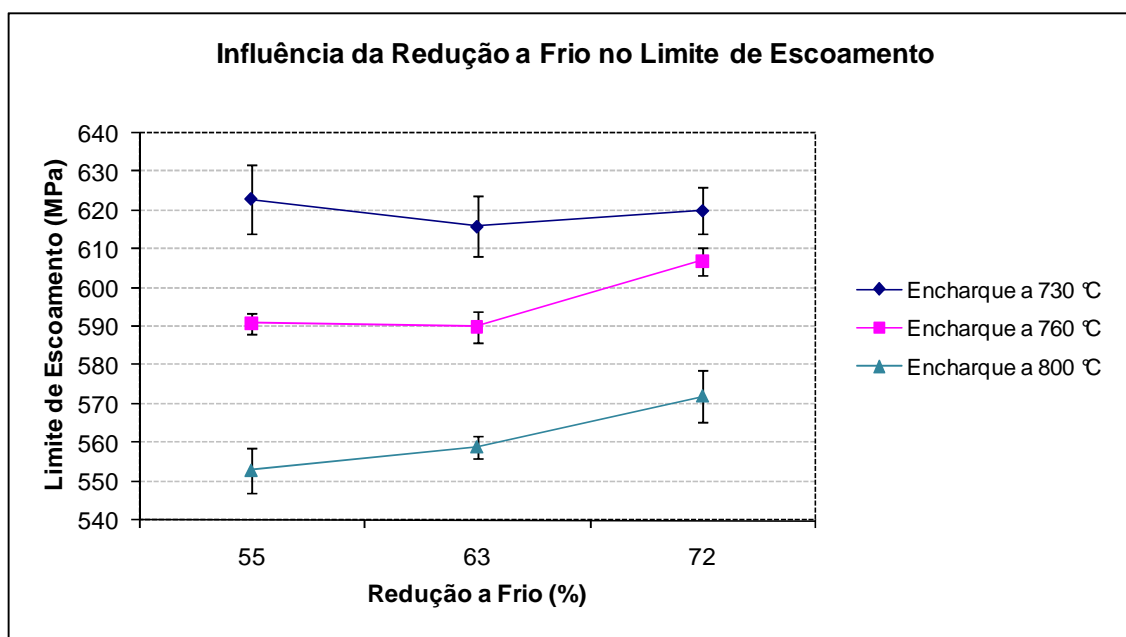


Figura 5.20 – Influência da redução a frio no LE.

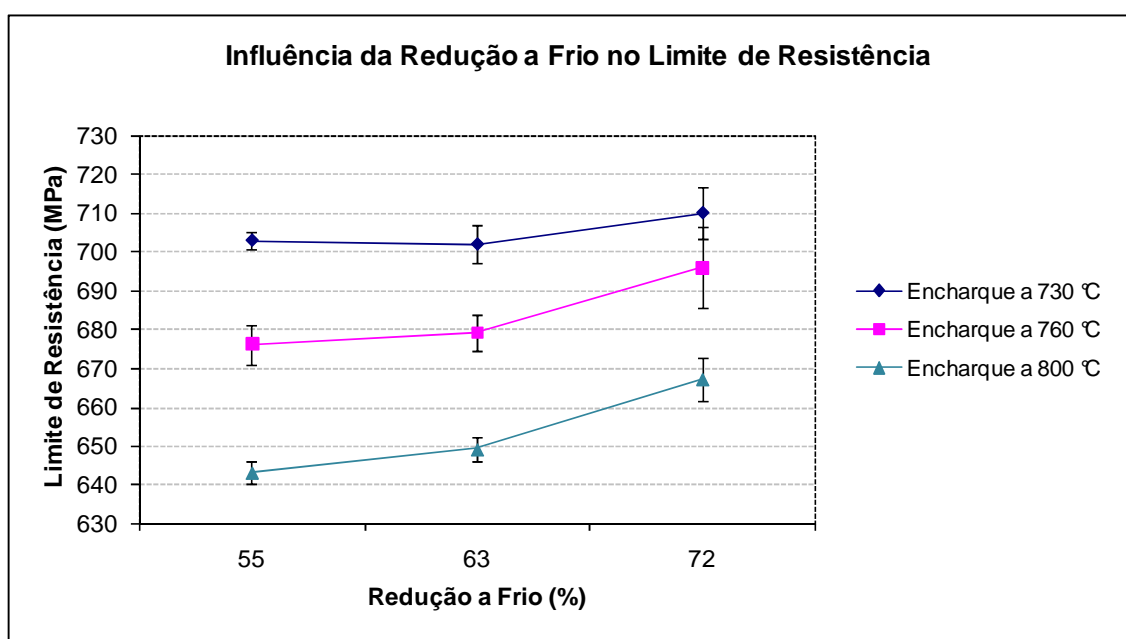


Figura 5.21 – Influência da redução a frio no LR.

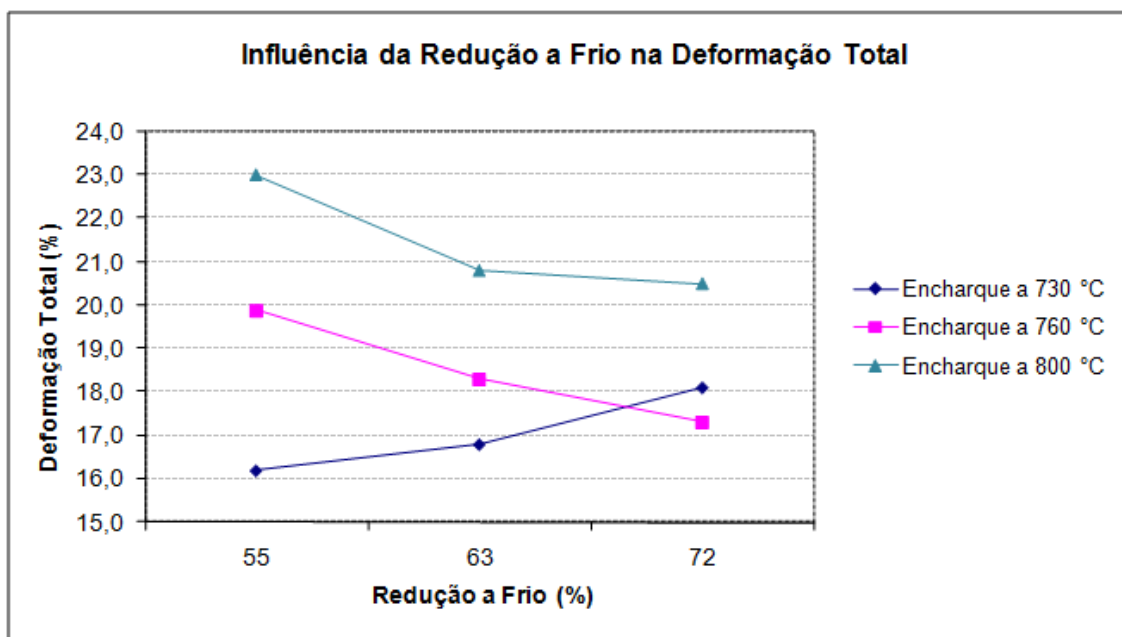


Figura 5.22 – Influência da redução a frio na deformação total.

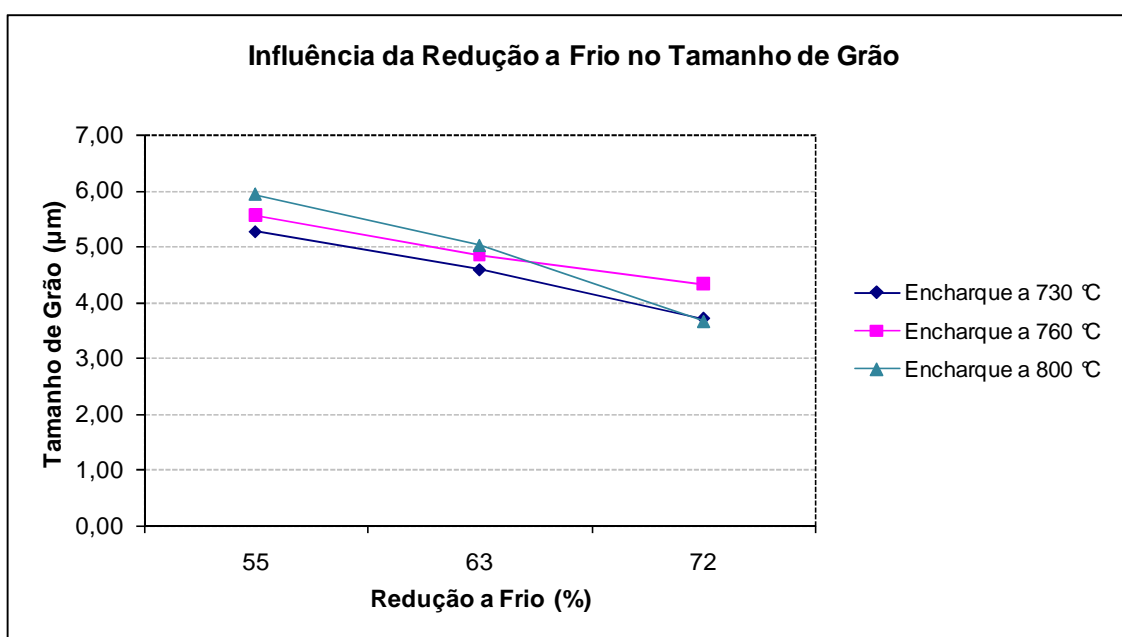


Figura 5.23 – Influência da redução a frio no tamanho de grão.

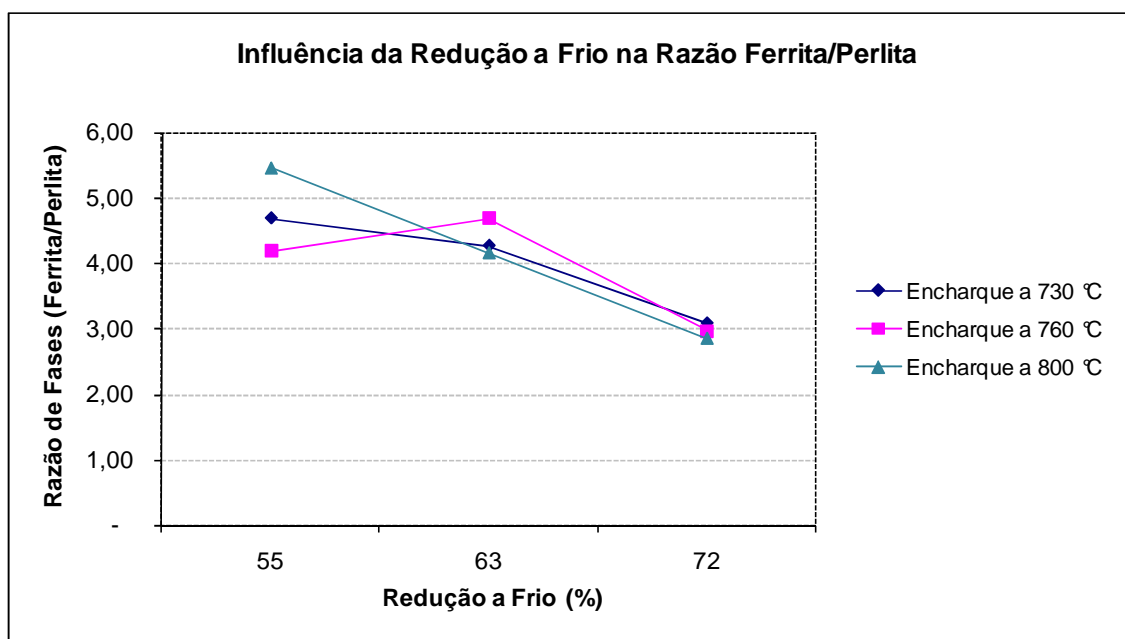


Figura 5.24 – Influência da redução a frio na relação ferrita/perlita.

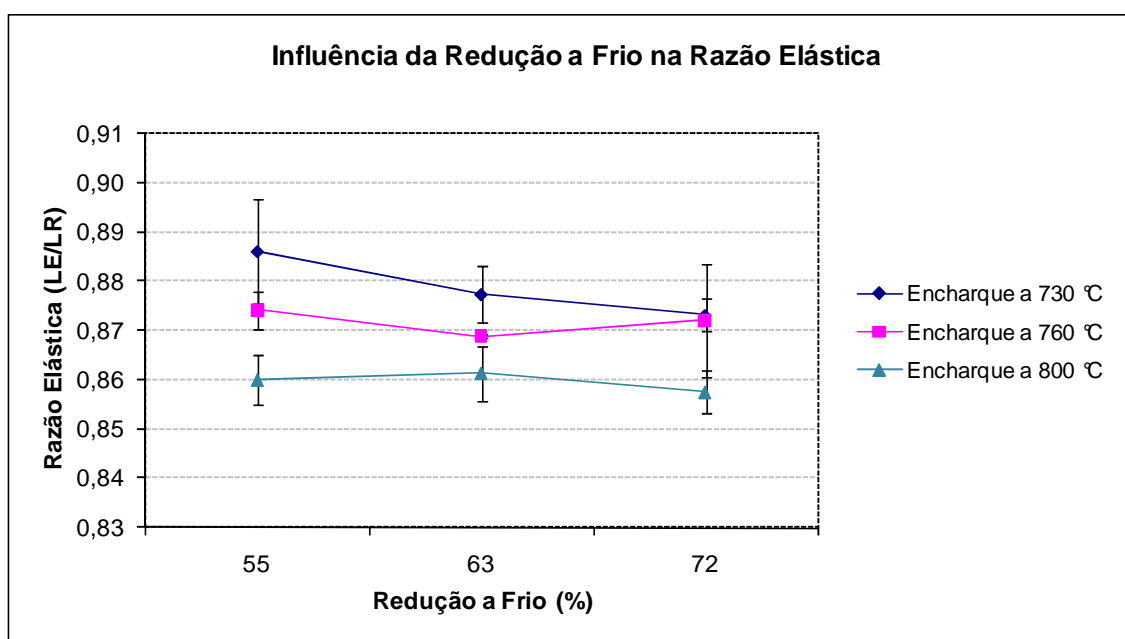


Figura 5.25 – Influência da redução a frio na razão elástica.

As microestruturas obtidas após o processamento das amostras no recozimento contínuo (GLEEBLE) e encruamento com deformação fixada em 1,8% são exibidas na figura 5.26.

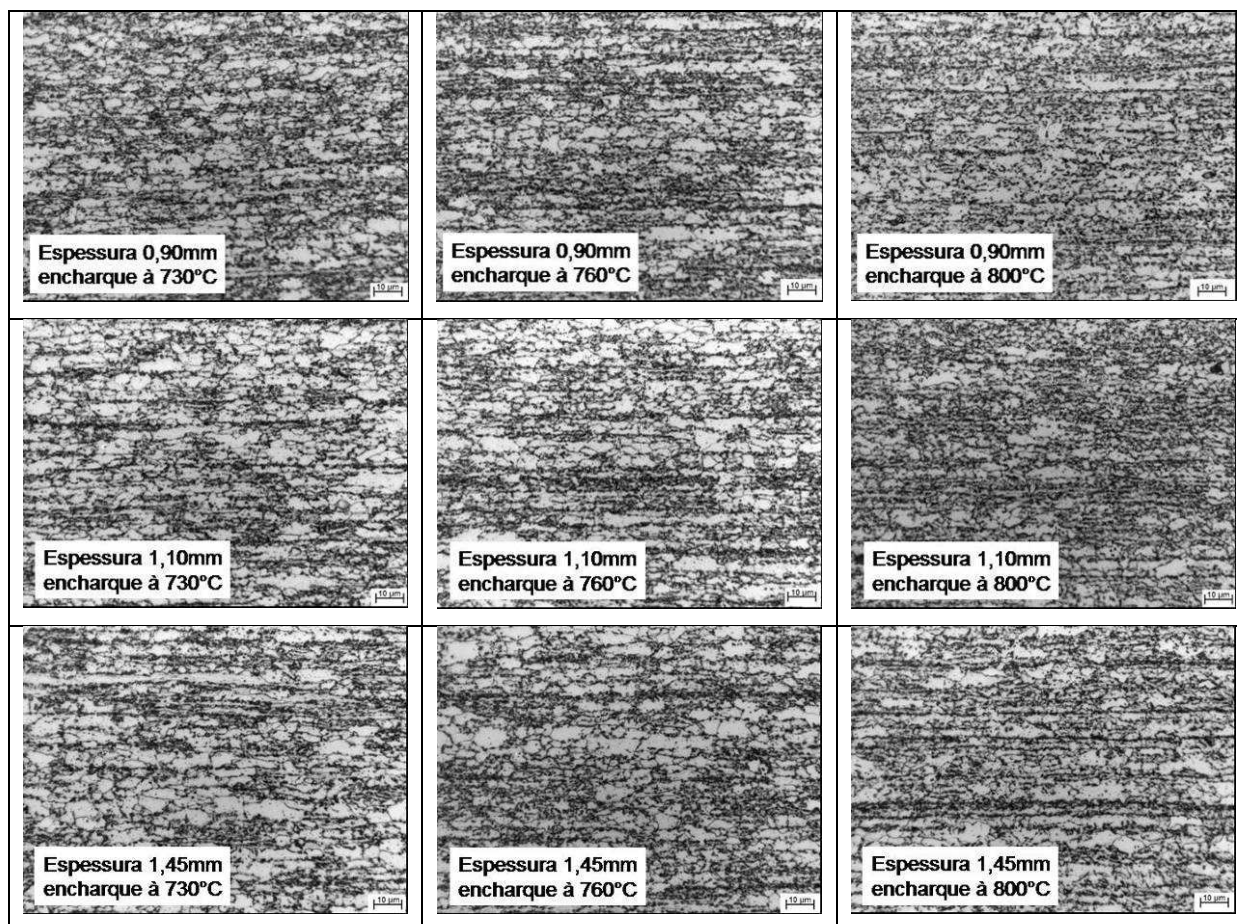


Figura 5.26 – Micrografias das amostras do aço ARBL após recozimento contínuo e encruamento.

Com a análise dos resultados de ensaio de tração e metalografia, observa-se o efeito claro da temperatura de encharque no limite de escoamento, no limite de resistência, na deformação total e na razão elástica. Observa-se também um efeito, não muito relevante, no tamanho de grão, mas não foi possível observar influência na razão de fases ferrita / perlita. Para o caso da influência da redução a frio, observa-se claramente o efeito da mesma no tamanho de grão ferrítico e na relação de fases ferrita / perlita.

A redução significativa do limite de escoamento, do limite de resistência, da razão elástica, assim como a elevação da deformação total com o acréscimo da temperatura de encharque sugere-se ser devida principalmente ao coalescimento de precipitados de carbonitretos de nióbio, uma vez que o mecanismo de endurecimento por efeito de tamanho de grão não tem grande significado para as temperaturas de encharque aplicadas, visto que a variação do tamanho de grão foi pequena. Resultados similares foram encontrados na literatura por Fernandes ⁽¹⁴⁾ e Barbosa et al. ⁽³⁾. Turazi ⁽¹⁵⁾ mostrou também em seus experimentos que mesmo possuindo um tamanho de grão ferrítico maior, o aço ARBL laminado a frio e recozido possui dureza mais elevada que o aço C-Mn utilizado em seu estudo. Desta forma, sugeriu também que o mecanismo de endurecimento por precipitação nestes aços é de grande relevância.

Relacionando o que foi mencionado no parágrafo anterior com a equação proposta por Hall-Petch: $\sigma_e = \sigma_1 + k_y \cdot d^{-1/2}$, utilizando o valor de k_y conforme encontrado na literatura para um aço microligado com Nb, onde k_y é 16,5 MPa/mm^{-1/2}, sendo d expresso em milímetros, dados conforme pode ser observado na figura 3.11. As tabelas V-7 até V-9 exemplificam o limite de escoamento aproximado esperado para o aço utilizado neste experimento, considerando apenas o mecanismo de endurecimento por refino de grão e as constantes da equação de Hall-Petch conforme já mencionadas.

Tabela V-7 – Resultados da equação proposta por Hall-Petch para os dados experimentais conforme variação da temperatura de encharque das amostras de aço ARBL com 55% de redução a frio.

Temperatura de encharque	LE (MPa)	σ_1 (MPa)	k_y (MPa/mm ^{-1/2})	d (mm)
730°C	227 + σ_1	σ_1	16,5	5,27 x 10 ⁻³
760°C	221 + σ_1			5,55 x 10 ⁻³
800°C	214 + σ_1			5,92 x 10 ⁻³

Tabela V-8 – Resultados da equação proposta por Hall-Petch para os dados experimentais conforme variação da temperatura de encharque das amostras de aço ARBL com 63% de redução a frio.

Temp. de encharque	LE (MPa)	σ_1 (MPa)	k_y (MPa/mm ^{-1/2})	d (mm)
730°C	244 + σ_1	σ_1	16,5	4,58 x 10 ⁻³
760°C	237 + σ_1			4,83 x 10 ⁻³
800°C	233 + σ_1			5,01 x 10 ⁻³

Tabela V-9 – Resultados da equação proposta por Hall-Petch para os dados experimentais conforme variação da temperatura de encharque das amostras de aço ARBL com 72% de redução a frio.

Temperatura de encharque	LE (MPa)	σ_1 (MPa)	k_y (MPa/mm ^{-1/2})	d (mm)
730°C	271 + σ_1	σ_1	16,5	3,70 x 10 ⁻³
760°C	261 + σ_1			4,32 x 10 ⁻³
800°C	273 + σ_1			3,66 x 10 ⁻³

A maior variação esperada do LE de acordo com as temperaturas de encharque aplicadas e tamanho de grão obtido ocorreu para o caso onde a redução a frio do material foi de 55%, porém mesmo assim, esta variação foi de apenas 13 MPa (contribuição do tamanho de grão no LE) e pode ser desprezada pelo fato desta representar apenas cerca de 2% do limite de escoamento final obtido para este material e estar dentro das variações de resultados (erros de medida) encontrados para os valores de LE deste aço.

Analisando a influência da redução a frio nas propriedades mecânicas e microestrutura do aço utilizado neste estudo, podemos verificar que ao contrário do resultado obtido por Bleck *et al.*⁽⁶⁾ e em concordância com os resultados obtidos por Pradhan⁽¹⁶⁾ e Bae⁽¹⁷⁾, o acréscimo da redução a frio provocou também pequeno aumento do limite de resistência, do limite de escoamento e redução da deformação total. Este fato pode ser explicado devido à redução do tamanho de grão promovida nas amostras de maior redução a frio. Para isto, o estudo sugere que neste caso, o menor tamanho de grão final do material seja devido à ocorrência de total recristalização durante o ciclo de

recozimento contínuo e que o material de maior redução a frio possuía maior força motriz para a recristalização, com mais sítios de nucleação, sendo assim, a taxa de nucleação para este material é maior que a das amostras com menor redução a frio, resultando em tamanho de grão menor.

Os resultados obtidos mostram ser possível a produção do aço ARBL com limite de escoamento mínimo de 550 MPa a partir da composição química e processos até a laminação a quente utilizados para a produção do aço ARBL com limite de escoamento mínimo de 410 MPa, bastando alterar o ciclo de recozimento e trazendo ainda maior produtividade, flexibilidade de produção, redução do consumo energético, atendendo às exigências (garantias) de propriedades mecânicas mencionadas anteriormente.

Tabela V-10 – Exemplo de tolerâncias para a produção de HSLA410 e HSLA550.

Tolerâncias por tipo de aço				
Propriedade	HSLA410		HSLA550	
	Limite mínimo	Limite máximo	Limite mínimo	Limite máximo
LE (MPa)	410	560	550	680
LR (MPa)	590	-	600	-
Deformação Total (%)	18	-	10	-

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS:

O presente trabalho atingiu todos os objetivos, ilustrando a influência da redução a frio e da temperatura de encharque do ciclo de recozimento contínuo em um aço ARBL ao nióbio, produzido originalmente com composição química utilizada para a obtenção do limite de escoamento mínimo de 410MPa.

Para o efeito do recozimento contínuo, foi confirmado, conforme consenso na literatura pesquisada de que um acréscimo da temperatura de encharque iria reduzir a resistência do material supostamente através de coalescimento de precipitados e trazer pequeno aumento no tamanho de grão. Já para o caso da redução a frio, existem divergências na literatura quanto ao seu efeito. Este trabalho mostrou que o acréscimo da redução a frio de 55% para 72% para o material escolhido nas condições de processo aplicadas na Usiminas, resultou em acréscimo de resistência e redução do tamanho de grão ferrítico.

Para a prática industrial, foi verificada a possibilidade de redução de custos na Usiminas, pois mantendo a mesma composição química utilizada para a produção de um aço ARBL de menor resistência mecânica é possível a obtenção de um aço de resistência mecânica mais elevada, apenas alterando as condições de processo no CAPL.

7 RELEVÂNCIA DOS RESULTADOS

Os resultados obtidos com este trabalho são de grande importância para a prática industrial, pois evidenciam a possibilidade de redução de custo mantendo a mesma composição química utilizada na produção de um aço ARBL de menor resistência mecânica para a obtenção de um aço de resistência mecânica mais elevada, atendendo também todas as faixas de resistência mecânica e capacidade de deformação especificadas para este material. Além de reduzir o custo com elementos de liga, foi evidenciada a possibilidade de redução no consumo de energia elétrica da linha de recozimento contínuo, a redução do consumo de gases utilizados na queima, o menor desgaste dos tubos radiantes e o ganho em produtividade do CAPL para a produção do aço HSLA550 (aço ARBL com limite de escoamento mínimo de 550MPa).

Os resultados obtidos a partir de diferentes reduções a frio têm também grande importância, uma vez que mostram que para o aço utilizado neste trabalho, nas condições de processo aplicadas, a quantidade de redução a frio tem efeito contrário no limite de resistência ilustrado na figura 3.8.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Sabendo que os controles de temperaturas na laminação a quente também são de fundamental importância para a obtenção das propriedades mecânicas visadas do aço ARBL em estudo, principalmente pelo fato de atuarem nos mecanismos de endurecimento por precipitação e refino de grãos que são de grande relevância para este aço, sugere-se o estudo da influência das temperaturas de acabamento e bobinamento da laminação a quente nas propriedades mecânicas de um aço ARBL laminado a frio e recozido continuamente.

Como as propriedades mecânicas dos aços ARBL são fortemente influenciadas pelos precipitados, sugere-se também aprofundar o estudo com relação à precipitação nestes aços, avaliando mais detalhadamente a influência do tamanho e distribuição de precipitados nas propriedades mecânicas e microestrutura.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 SENUMA, T. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets. ISIJ International, v.41, n.6, p.520-532, 2001.
- 2 ULSAB – AVC Advanced High Strength Steel Application Guidelines. International Iron and Steel Institute. Committee on Automobile Applications. March 2005.
- 3 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.
- 4 BARBOSA, A.H.A.; MEIRA, R.R.; DIAS, W.V.. Otimização das condições de processamento no recozimento contínuo dos aços IF microligados com Ti e alta resistência baixa liga. In: ABM. SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 42, 2005, Santos. Anais. São Paulo: Tec Art Editora Ltda. 2005. p.53-61.
- 5 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.
- 6 Bleck, W.; Muschenborn, W.; Meyer, L.. Recrystallization and mechanical properties of microalloyed cold-rolled steel. Steel Res., vol.59, n.8, p. 344-351, 1988.
- 7 DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. 2ª Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1981. p. 166.
- 8 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.

9 REED HILL, R.E. Princípios de Metalurgia física – 2ª Ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982.

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

11 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.

12 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.

13 KRAUSS, G., Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM International, Materials Park, Ohio, USA, 1990. p. 199-201.

14 FERNANDES, R. C. O. 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. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2007 (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

15 TURAZI, A., OLIVEIRA, C. A. S. Estudo do Efeito do Processamento Termomecânico no Refino de Grão de Aços C-Mn e ARBL. In: Congresso Anual da ABM, Vitória, ES, 2007. p. 112-119.

16 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.

17 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.

10 BIBLIOGRAFIAS

1 GLADMAN, T. The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels, Institute of Materials, London. p. 97-99, 1997.

2 GALLEGO, J., KESTENBACH, H. J. Estudo Quantitativo dos Mecanismos de Endurecimento em Aços Comerciais Microligados com Vanádio. Revista Materia, v.10, n.3, p. 381-391, 2005.

3 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.

4 WOODHEAD, J.H. Physical Metallurgy of HSLA Steels. Department of Metallurgy at the University of Sheffield, England, p. 172-177, 1984.

5 GOODMAM, 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.