

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

Dissertação de Mestrado

"Influência das temperaturas de encharque e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono com características BH processado via recozimento contínuo"

Autor: José Pedro Rodrigues Júnior
Orientador: Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono

Maio/2010

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

José Pedro Rodrigues Júnior

"Influência das temperaturas de encharque e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas de um aço ultra baixo carbono com características BH 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. Vicente Tadeu Lopes Buono

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2010

Ao meu Deus, razão maior da minha vida.
À Lucélia e Ana Júlia, por todo amor e dedicação.
Aos meus pais pelos valiosos ensinamentos e bons exemplos.
Aos amigos fiéis que sempre acreditaram em mim.

1 AGRADECIMENTOS

Às Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais (USIMINAS), nas pessoas de João Luiz Barros Antunes e Gileno Antônio de Oliveira pela oportunidade da realização deste projeto.

Ao Professor Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono, Dr. Fábio Dian Murari e Luiz Cláudio de Oliveira Meyer pela orientação e ensinamentos.

A Moisés Bandeira e Silva, Flávio de Oliveira Mendonça, Tarcísio Carvalho Fonseca, Wagner Varela Dias, Luiz Carlos Ferreira Andrade, Marcelo Silva, Júlio Cezar de Souza Zorzi, Antônio Horta Pereira e Marcus Antônio Borges Bueno pelas sugestões, ensinamentos, apoio e colaboração.

A Heitor Cezar da Silva, Adriano Vieira da Silva, Luiz Carlos Mendes Metzker, Nívea Lelis Silva Souza, Luciano Maurício de Moraes, Adirceu de Melo Pereira, Márcio Alves Canedo pela indispensável colaboração.

RESUMO

Neste trabalho foram avaliados os efeitos da variação das condições de encharque e superenvelhecimento do recozimento contínuo nas propriedades mecânicas em tração, na estampabilidade (Valor R e n) e no aumento de resistência mecânica por envelhecimento (valor BH) de um aço ultra baixo carbono microligado com Nb. O material foi processado em escala industrial, até a laminação a frio sendo submetido a quatro diferentes temperaturas de encharque, e quatro temperaturas de superenvelhecimento em um simulador de recozimento contínuo. Após o processamento do material no simulador, foi aplicado o passe de encruamento de 1,4 % no laminador piloto, e foram avaliadas as propriedades de interesse.

Os resultados mostraram que, dentre os parâmetros estudados, o que exerceu maior influência nas propriedades mecânicas e no endurecimento por envelhecimento do aço em estudo foi a temperatura de encharque. Os valores de limite de escoamento e limite de resistência tiveram pequena queda com a elevação da temperatura. O alongamento não variou com nenhuma das temperaturas estudadas. Os parâmetros de estampabilidade (Rmédio, nmédio) aumentaram pouco com a elevação da temperatura de encharque. O valor BH aumentou de forma mais significativa com a elevação da temperatura de encharque, devido à maior dissolução de precipitados NbC e conseqüente aumento do carbono em solução sólida.

ABSTRACT

This study evaluated the effects of variations in the conditions of soaking and overaging continuous annealing on mechanical properties in tension, drawability Value (R_n) and the increase of mechanical strength by aging (BH value) of an ultra low carbon steel microalloyed with Nb. The material was processed on industrial scale, until cold rolling and was subjected to four different soaking temperatures, four temperatures overaging in a continuous annealing simulator. After processing the material in the simulator, the skin pass of 1.4% was applied in the pilot roller, and evaluated the properties of interest.

The results showed that among the parameters studied, the greatest influence on the mechanical properties and aging-hardening of steel was soaking temperature. The values of yield strength and tensile strength had a small decrease with increasing temperature. The elongation did not change with any of the temperatures studied. The parameters of formability ($R_{méd}$, $n_{méd}$) increased slightly with increasing soaking temperature. The BH value has increased more significantly with increasing soaking temperature, due to greater dissolution of NbC and consequent increase of carbon in solid solution.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	I
RESUMO	II
ABSTRACT	III
LISTA DE FIGURAS	V
LISTA DE TABELAS	VI
LISTA DE NOTAÇÕES	VII
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	3
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
3.1 AÇOS BAKE HARDENING.....	4
3.2 INFLUÊNCIA DA COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	7
3.2.1 Influência do Titânio no aço UBC.....	7
3.2.2 Influência do Nióbio	8
3.2.3 Influência do Carbono e Nitrogênio.....	12
3.3 INFLUÊNCIA DO TAMANHO DE GRÃO NO VALOR BH.....	13
3.4 LAMINAÇÃO A QUENTE DE AÇOS IF	14
3.4.1 Reaquecimento de placas	14
3.4.2 Temperatura de acabamento.....	17
3.4.3 Temperatura de bobinamento.....	18
3.5 LAMINAÇÃO A FRIO DE AÇOS IF	22
3.5.1 Redução a frio	22
3.5.2 Recozimento contínuo de aços IF.....	24
3.5.2.1 Taxa de aquecimento do recozimento contínuo	29
3.5.2.2 Condições de encharque do recozimento contínuo.....	29
3.5.2.3 Taxa de resfriamento do recozimento contínuo.....	31

3.5.2.1	Etapa de superenvelhecimento do recozimento contínuo	33
3.5.3	Laminação de encruamento.....	34
3.6	MEDIÇÕES DE PROPRIEDADES MECÂNICAS, ESTAMPABILIDADE E VALOR BH.....	38
3.6.1	Ensaio de Tração.....	38
3.6.2	Coefficiente R de anisotropia	39
3.6.3	Expoente de encruamento n	41
4	METODOLOGIA	45
4.1	PROCESSAMENTO EM ESCALA INDUSTRIAL	45
4.2	CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS.....	46
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5.1	DEFINIÇÃO DO PASSE DE ENCRUAMENTO UTILIZADO	51
5.2	EVOLUÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E ESTAMPABILIDADE.....	54
5.3	EVOLUÇÃO DO VALOR BH.....	61
5.4	EVOLUÇÃO DO TAMANHO DE GRÃO FERRÍTICO.....	64
6	CONCLUSÕES	68
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	69
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	70

Lista de Figuras

Figura 3.1 - Representação esquemática da formação das atmosferas de Cottrell.....	4
Figura 3.2 - Recuperação do módulo de Young em função do tempo de pós deformação, para um aço BH seguido de tratamento térmico e para um aço grau IF(STIAZNY,1988).....	5
Figura 3.3 - Correlação entre a média do módulo de young e o valor $r_{\text{médio}}$ (AKAGI,1997).....	6
Figura 3.4 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas do aço IF-Ti (PRADHAN, 1994)	8
Figura 3.5 - Variação das propriedades mecânicas com o teor de Nb em excesso em aço IF estabilizado com Ti+Nb(PRADHAN,1994).....	9
Figura 3.6 - Influência da relação Nb/C (em massa) na temperatura de recristalização (BLECK,1990).....	9
Figura 3.7 - Influência do teor de P na recristalização de aços IF ao Nb.(TAKESHI,H. 1994)	10
Figura 3.8 - Efeito da relação Nb/C nas propriedades mecânicas de aços produzidos industrialmente contendo C = 40 ppm, e recozidos continuamente a 830°C(OHASHI,N.-1981).....	11
Figura 3.9 - Efeito do teor de C nas propriedades mecânicas do aço estabilizado com Ti e TiNb (PRADHAN,1994).	13
Figura 3.10 - Influência da temperatura de reaquecimento de placa na temperatura de recristalização dos aços IF-Ti (SANAGI, 1990).....	15
Figura 3.11 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas em aços IF microligados com Nb.....	16

Figura 3.12 - Extensão do patamar de escoamento após bobinamento em aços IF (LIPS,1996).....	19
Figura 3.13 - Evolução dos precipitados entre as etapas de laminação e bobinamento na linha de laminação a quente.....	20
Figura 3.14 - Efeito da temperatura de bobinamento no valor r dos aços IF-Ti(KATOH,1984).....	21
Figura 3.15 - Efeito da temperatura de bobinamento na temperatura de recristalização de aços IF(lips,1996)	22
Figura 3.16 - Efeito da redução a frio na intensidade relativa de vários componentes da textura de deformação no aço IF-Ti (HELD et al., 1970)..	23
Figura 3.17 - Efeito da redução a frio no valor R_{45} , R_0 e R_{90} do aço IF-Ti (HELD, 1970).....	23
Figura 3.18 - Variação da temperatura de recristalização em função da relação M^*/C (TSUNOYAMA,1990)	25
Figura 3.19 - Variação da temperatura de recristalização em função do teor de C no aço(TSUNOYAMA,1990)	26
Figura 3.20 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo.....	27
Figura 3.21 - Efeito da temperatura de recozimento no valor BH de aços ultra baixo carbono estabilizados com Nb e Ti (SAKATA,1994).....	31
Figura 3.22 - Efeito do resfriamento primário nas propriedades mecânicas de aços UBC estabilizados com Ti e Nb (SATO,1985)	32
Figura 3.23 - Efeito da temperatura de superenvelhecimento sobre os valores BH em aços UBC-Nb(SAKATA,1994).....	33
Figura 3.24 - Efeito da redução da laminação de encruamento no alongamento e no limite de escoamento de aço IF-TiNb (C=0,0025%,Ti=0,030%, Nb=0,006%, temperatura de recozimento igual a 850°C), (ABE,1991).....	36

Figura 3.25 - Valores de R médio do aço IF e do aço acalmado ao alumínio após o recozimento e após a laminação de encruamento de 1,0% (KAWASE, 1985).	37
Figura 3.26 - Curva Tensão versus deformação no teste de tração	42
Figura 4.1 - Desenho esquemático do PLTCM mostrando a decapagem e laminação a frio.	46
Figura 4.2 - Esquema do corpo de prova usado em simulações realizadas na Gleeble.	47
Figura 4.3 - Fotografia do simulador de recozimento contínuo Gleeble.....	48
Figura 4.4 - Ciclo térmico de recozimento utilizado no experimento.....	48
Figura 4.5 - Fotografia do laminador piloto do centro de pesquisas.....	49
Figura 5.1 - Variação do Limite de escoamento versus passe de encruamento.....	53
Figura 5.2 - Variação da extensão do patamar de escoamento versus passe de encruamento.....	53
Figura 5.3 - Limite de escoamento versus temperatura de superenvelhecimento	56
Figura 5.4 - Limite de escoamento versus de temperatura de encharque	56
Figura 5.5 - Limite de Resistência versus temperatura de superenvelhecimento	57
Figura 5.6 - Limite de Resistência versus temperatura de encharque	57
Figura 5.7 - Alongamento total versus temperatura de superenvelhecimento	58
Figura 5.8 - Alongamento total versus temperatura de encharque	58
Figura 5.9 - Valor Rmédio versus Temperatura de superenvelhecimento	59
Figura 5.10 - Valor Rmédio versus Temperatura de encharque	59
Figura 5.11 - Valor n médio versus Temperatura de superenvelhecimento.....	60
Figura 5.12 - Valor n médio versus Temperatura de encharque.....	60
Figura 5.13 - Valor bake hardening versus Temperatura de Superenvelhecimento	63

Figura 5.14 - Valor bake hardening versus Temperatura de Encharque	63
Figura 5.15 - Microestrutura das amostras avaliadas para variação da temperatura de superenvelhecimento	65
Figura 5.16 - Microestrutura das amostras avaliadas para variação da temperatura de Encharque.....	66
Figura 5.17 - Tamanho de grão ferrítico versus temperatura de superenvelhecimento	67
Figura 5.18 - Tamanho de grão ferrítico versus temperatura de superenvelhecimento	67

Lista de Tabelas

Tabela IV.1 - Faixa de composição típica de um aço UBC - BH (% peso).....	45
Tabela V.1 - Análise química da corrida 557006 e da amostra laminada a frio	51
Tabela V.2 - Valores de LE e % patamar de escoamento em função do passe de encruamento.....	52
Tabela V.3 - Propriedades Mecânicas para diferentes temperaturas de superenvelhecimento	54
Tabela V.4 - Propriedades Mecânicas para diferentes temperaturas de encharque.....	55
Tabela V.5 - Valores BH para diferentes temperaturas de superenvelhecimento	61
Tabela V.6 - Valores BH para diferentes temperaturas de encharque.....	62
Tabela V.7 - Tamanho de grão ferrítico para variação nas temperaturas de superenvelhecimento e de encharque	64

Lista de Notações

BE	→	bobina encruada
BH	→	Valor Bake Hardening
BQ	→	bobina laminada a quente
CAPL	→	continuous annealing process line
Css	→	carbono em solução sólida
IF	→	Livre de intersticiais
IF-Nb	→	aço IF estabilizado com nióbio
IF-NbTi	→	aço IF estabilizado com nióbio e Titânio(nióbio em maior quantidade)
IF-Ti	→	aço IF estabilizado com titânio
IF-TiNb	→	aço IF estabilizado com titânio e nióbio(Titânio em maior quantidade)
LE	→	Limite de escoamento
LR	→	Limite de resistência
LTF1	→	Laminação de tiras a frio 1
LTF2	→	Laminação de tiras a frio 2
n	→	expoente de encruamento
r_m	→	coeficiente de anisotropia normal médio
SPM	→	Passe de encruamento
TB	→	temperatura de bobinamento
TG	→	tamanho de grão
UBC	→	Ultra baixo carbono
TRP	→	Temperatura de reaquecimento de placas

1 INTRODUÇÃO

Os aços “endurecíveis por envelhecimento, tiveram o seu desenvolvimento inicial no final da década de 70, normalmente associados a equipamentos que possibilitavam taxas de resfriamento elevadas como o recozimento contínuo. Sua característica básica é a presença de uma quantidade apropriada de carbono em solução sólida (C_{ss}) na matriz ferrítica, com adequada capacidade de conformação e susceptíveis à um endurecimento adicional devido ao aumento do limite de escoamento após a estampagem e cura da pintura industrial do conjunto de painéis.

Este endurecimento adicional aumenta com a quantidade de carbono em solução sólida e o fenômeno é explicado pelo fato que as deslocções geradas pela deformação da peça na prensa são ancoradas pelo carbono em solução (fenômeno conhecido como formação de atmosferas de Cottrell) através de sua difusão durante o tratamento de secagem da pintura. Em função desse fenômeno os aços BH têm desempenho adequado em aplicações onde o endurecimento devido ao trabalho de conformação é insuficiente, dado às baixas deformações envolvidas na sua fabricação, como portas, capôs e tetos.

Das várias formas de se obter esse tipo de aço citam-se, (i) adição substequiométrica de microligantes ao aço, (ii) recozimento em atmosfera descarbonetante, (iii) dissolução de carbonetos durante o encharque. Sobre a primeira forma, podem ser produzidos aços substequiométricos ao Ti, ao Nb e ao Ti-Nb e em alguns casos ao V.

Para os aços processados via recozimento contínuo, utilizam-se pequenas quantidades de nióbio e/ou titânio como elementos formadores de precipitados, resultando em um teor de carbono em solução sólida suficiente para possibilitar o valor de BH adequado. O recozimento contínuo, especialmente devido às altas taxas de resfriamento, possibilita um ganho maior no efeito BH pelo maior teor de carbono em solução, além de agregar ao produto características demandadas pelo setor automotivo como uniformidade dimensional e de propriedades mecânicas, planicidade adequada e limpeza superficial. Essa concepção resulta em aços denominados UBC(ultra baixo carbono) com características BH.

Neste trabalho será avaliada a influência da temperatura de encharque e superenvelhecimento do recozimento contínuo de um aço ultra baixo carbono microligado

ao Nb com característica BH. Serão avaliadas as propriedades mecânicas em tração limite de escoamento(LE), limite de resistência(LR), a estampabilidade medida pelo coeficiente R de Lankford e pelo expoente de encruamento n ; e o endrecimento por envelhecimento(valor BH) deste aço.

2 OBJETIVOS

Foi estabelecido o seguinte objetivo para esse trabalho utilizando o aço ultra baixo carbono microligado com Nb, com características BH da classe de limite de escoamento maior que 180 MPa, tendo como variáveis a temperatura de encharque e a temperatura de superenvelhecimento no recozimento contínuo.

- Verificar a influência da temperatura de encharque e superenvelhecimento nas propriedades mecânicas em tração: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total; na estampabilidade medida pelo coeficiente R de Lankford e pelo expoente de encruamento n ; no endurecimento por envelhecimento (Valor BH) deste aço.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Bake Hardening

Os aços BH são aços de baixo carbono semi estabilizados (hoje mais utilizados) com níveis de intersticiais(carbono e nitrogênio) controlados. Caracterizam-se por possuírem, inicialmente, propriedades mecânicas adequadas às condições de conformação e estampagem, porém, quando submetidos ao aquecimento nas temperaturas e tempos empregados na operação de cura de pintura da carroceria de automóveis, estes aços adquirem propriedades mecânicas similares às de aços média resistência.

O aumento do limite de escoamento após a cura da pintura é uma das principais vantagens da utilização dos aços BH e esse aumento acontece devido ao fenômeno de envelhecimento após a deformação.

O processo de endurecimento por envelhecimento, observado nos aços BH, é atribuído a três principais fatores, sendo eles: o encruamento, interações entre solutos intersticiais e deslocações e precipitação de carbonetos. Durante o envelhecimento estático, os átomos de C e/ou N em solução sólida, sob o efeito de interação com os campos de tensão das deslocações móveis criadas no processo de estampagem, difundem na matriz formando, atmosferas de soluto, em torno das deslocações(atmosferas de Cottrell, Figura 3.1). Essas atmosferas provocam um aumento na resistência ao movimento destas deslocações, levando, assim, a um aumento no limite de escoamento do material.

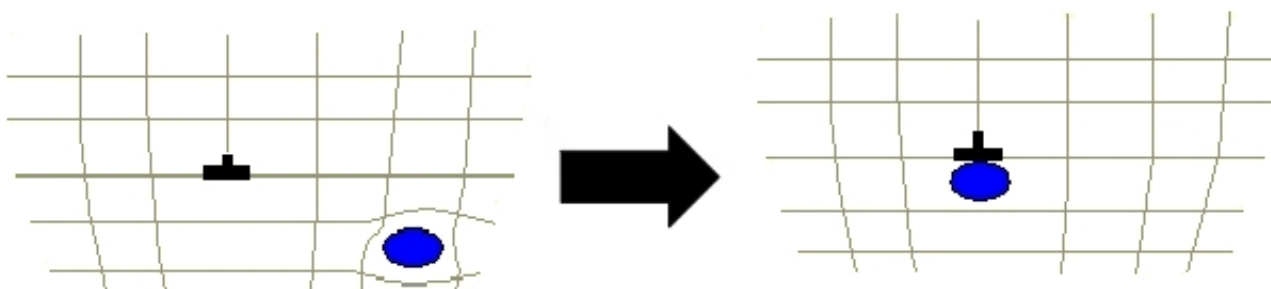


Figura 3. 1- Representação esquemática da formação das atmosferas de Cottrell.

Segundo REED-HILL (1982), as fontes de deslocações que estavam ativas no processo de deformação são ancoradas em consequência do processo de envelhecimento. Como os átomos de soluto devem difundir-se no reticulado para se acumularem em torno das deslocações, o reaparecimento do limite de escoamento definido é uma função do tempo. Ele depende também da temperatura, pois a difusão é função dela. Quanto mais elevada é a temperatura, mais rapidamente o limite de escoamento definido reaparecerá.

O aumento do limite de escoamento após a cura da pintura é uma das principais vantagens da utilização dos aços BH. Uma outra vantagem, menos conhecida (STIASZNY, 1998), é a recuperação do módulo de Young. Sugere-se que durante a deformação plástica, ocorre decréscimo do módulo de Young do material, mas ao contrário de outros aços de alta resistência, os aços BH apresentam recuperação mais rápida do módulo após tratamento térmico de cura da pintura. Esta recuperação implica em menor retorno elástico do material conformado. A figura 3.2 apresenta a variação do módulo de Young para um aço BH e para um aço de grau IF. Pode-se observar que no caso do aço BH, seguido do tratamento térmico, o retorno do módulo de Young é imediato, enquanto que no aço de grau IF, o retorno se dá lentamente, sendo necessárias várias horas após a deformação do material, para que este se complete

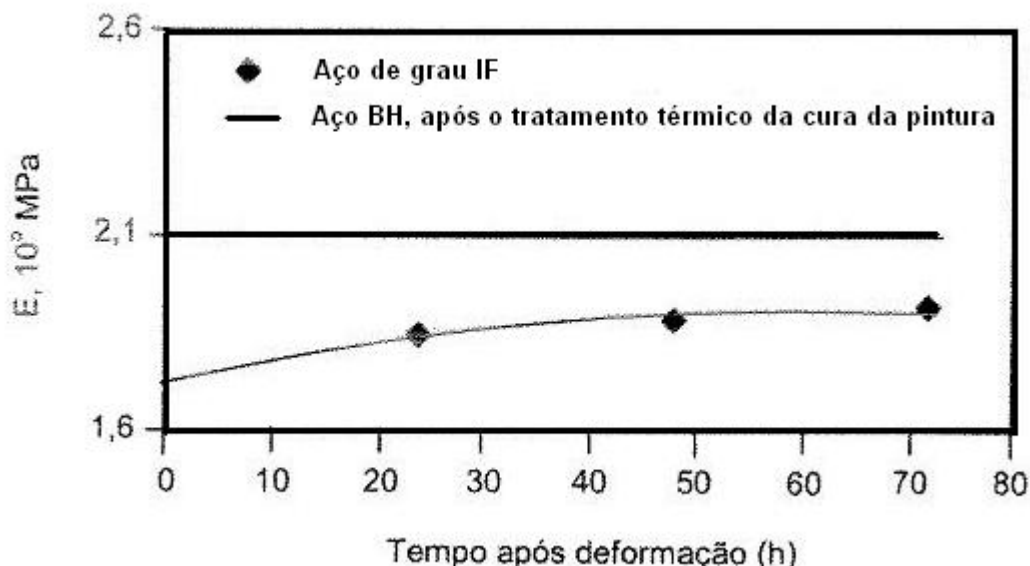


Figura 3.2 – Recuperação do módulo de Young em função do tempo de pós deformação, para um aço BH seguido de tratamento térmico e para um aço grau IF (STIASZNY, 1988)

Além do retorno elástico, o módulo de Young controla a anisotropia plástica (MOULD, 1973; PAPADAKIS, 1993; AKAGI, 1997). Isto pode ser visualizado na figura 3.3 que mostra uma

forte correlação entre a média do módulo de Young medido por ressonância eletromagnética, e a média do coeficiente de r , obtido através de ensaios mecânicos.

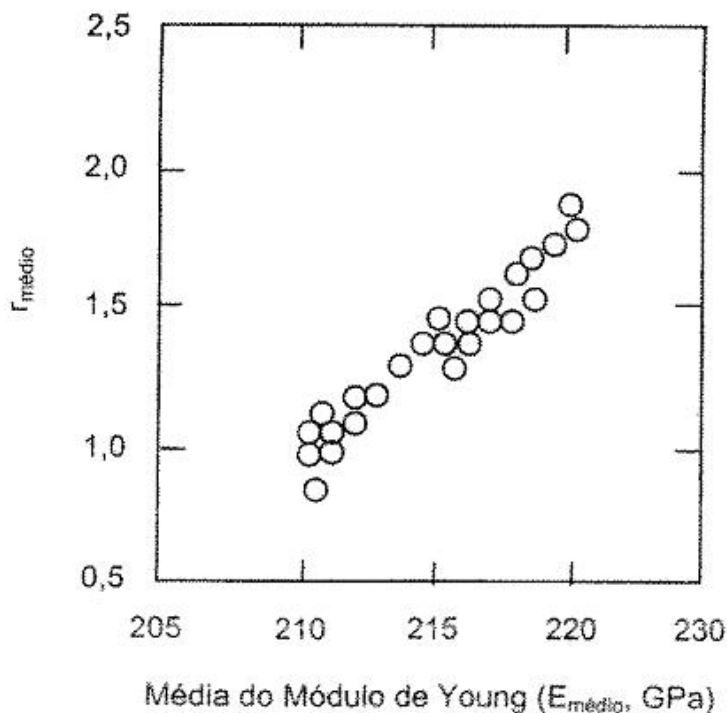


Figura 3.3 – Correlação entre a média do módulo de Young e o coeficiente $r_{\text{médio}}$ (AKAGI, 1997)

O aumento no limite de escoamento citado anteriormente é um padrão de especificação deste material, e é conhecido como índice de “Bake Hardening” (BH). O valor de BH pode ser calculado através do ensaio de tração uniaxial, da seguinte maneira:

- Primeiro ensaia-se um corpo de prova (CP) do aço BH, até atingir-se a deformação plástica de 2% (esta deformação é a média ocorrida em estampagem de painéis automobilísticos.);
- A seguir, descarrega-se o CP;
- A etapa seguinte consiste em tratar termicamente o CP a 170°C por 20 minutos, de modo a favorecer a ocorrência do envelhecimento;
- Após o tratamento térmico o CP é reensaiado. A diferença encontrada entre o limite de escoamento a 2% de deformação e o limite de escoamento após o tratamento térmico, é o índice BH.

3.2 Influência da Composição Química

A composição química é o fator mais importante, na obtenção das propriedades mecânicas do aço BH destacando-se como principais elementos de liga o carbono e nitrogênio. Este é um fator de difícil controle, principalmente no caso em que se utiliza o recozimento em caixa no processamento do aço, devido aos grandes ciclos de tratamento térmico, que favorecem os fenômenos difusionais no aço como a precipitação.

3.2.1 Influência do Ti no aço UBC

O Ti é muito efetivo em combinar-se com o N, S e C formando facilmente o TiN e TiS, antes do TiC. A quantidade mínima necessária para que o Ti combine com todos esses elementos e estabilize o aço IF-Ti é baseada na relação estequiométrica:

$$Ti_{(estequiométrica)} = 4(\% C) + 3,42(\% N) + 1,5(\% S) \quad (3.1)$$

Tem sido proposto que a adição de Ti acima da quantidade requerida para combinar com todo o C, N e S é benéfica no aumento do coeficiente r (Bhattacharya, 1989; Pradhan, 1994). O Ti em excesso (Ti_{exc}) para estabilizar o N, S e C é dado pela equação:

$$Ti_{exc} = \%Ti_{Total} - 4(\% C) - 3,42(\% N) - 1,5(\% S) \quad (3.2)$$

O efeito do Ti_{exc} nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti pode ser visto na figura 3.4. O efeito positivo Ti_{exc} até um valor de 0,04% está de acordo com vários estudos Bhattacharya,(1989).

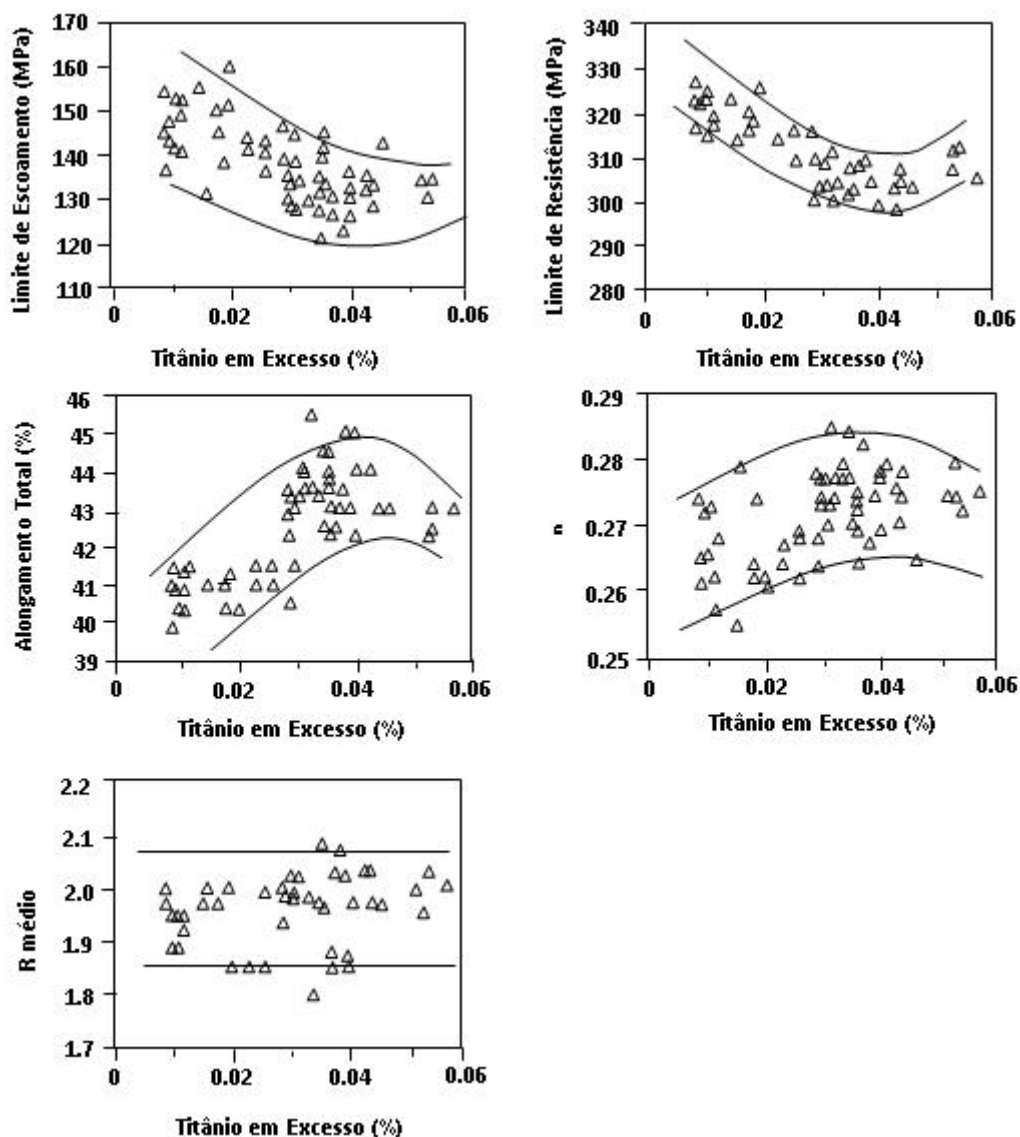


Figura 3.4 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas do aço IF-Ti (PRADHAN, 1994)

3.2.2 Influência do Nióbio

Em relação ao Nióbio, a variação das propriedades mecânicas, figura 3.5, observadas devido ao aumento do Nb_{excesso} podem então ser explicadas pelo efeito de endurecimento por solução sólida deste elemento e pelo refino de grão. Segundo Storjéva et al.(2000) quando se tem relações atômicas Nb/C próximas da estequiométrica, o que equivaleria a um teor de $Nb_{\text{exc}} = 0$, já existe a tendência de refino do grão ferrítico, retardando a cinética de recristalização.

O tamanho dos precipitados não é significativamente afetado pelo Nb_{excesso} (parte do nióbio total que fica em solução sólida) o que se reflete na temperatura de recristalização que permanece alta de acordo com a figura 3.6.

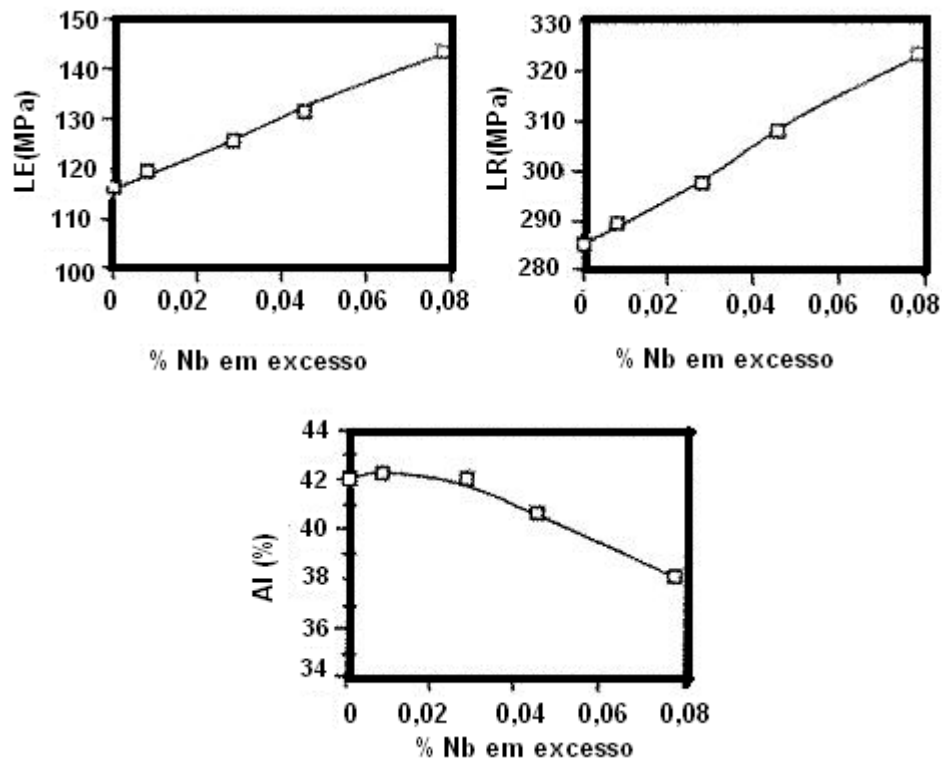


Figura 3.5 – Variação das propriedades mecânicas com o teor de Nb em excesso em aço IF estabilizado com Ti+Nb (PRADHAN, 1994).

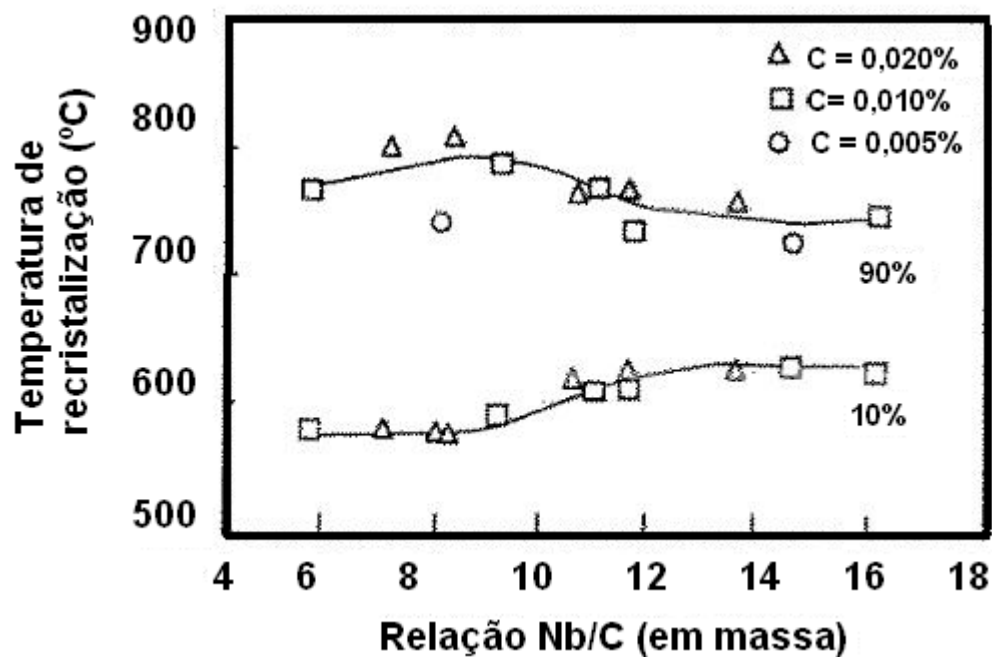


Figura 3.6 – Influência da relação Nb/C (em massa) na temperatura de recristalização (BLECK, 1990)

A influência do nióbio na temperatura de recristalização da ferrita é mais pronunciada que a do titânio para um dado teor de carbono. A concepção do IF ao Nb tende a ter temperatura de recristalização 30 a 40 °C mais alta que a concepção ao titânio e, dessa forma, requer temperatura de recozimento mais alta. Isso se deve ao fato dos precipitados de Nb, se formarem a temperaturas mais baixas que os precipitados de titânio, serem muito finos e, portanto, mais efetivos em retardar o movimento dos contornos de grão.

Uma das formas de se reduzir a temperatura de recristalização nos aços ao Nb é através da redução do teor de fósforo, figura 3.7. Dados da literatura (MATIAS, 1991) mostram que reduções do teor de P da ordem de 0,02% para 0,005% resultam em queda de mais de 50°C na temperatura de recristalização.

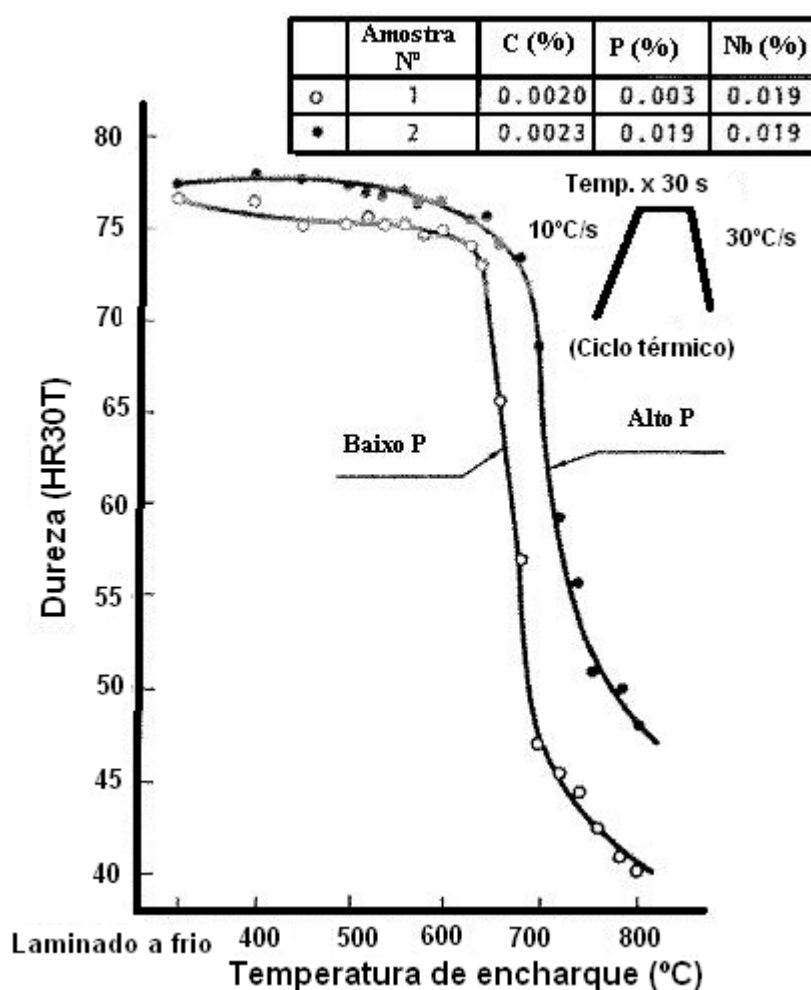


Figura 3.7 – Influência do teor de P na recristalização de aços IF ao Nb. (TAKESHI, H. 1994)

A temperatura de recristalização da austenita de aços IF ao Nb é também maior em cerca de 40°C que aquela da concepção ao Ti. Isso resulta do fato, dos precipitados de nióbio se formarem a baixas temperaturas em comparação aos de titânio, serem muito mais finos.

Além desse fato, algum nióbio permanece em solução sólida, contribuindo também para dificultar o movimento dos contornos de grão e para o aumento da temperatura de recristalização. Essas características, por sua vez, determinam a necessidade de altas temperaturas de acabamento na laminação a quente.

Resultados de um dos primeiros estudos sobre a influência do nióbio na resistência mecânica e ductilidade de um aço com 0,004%C está, mostrado na figura 3.8. O limite de escoamento, LE, parece ser mais fortemente afetado pelo aumento do teor de nióbio até a relação Nb/C igual a 1. Por outro lado, apesar do alongamento apresentar uma deterioração contínua com o aumento do teor de nióbio, o aumento da relação Nb/C é favorável ao aumento do valor r .

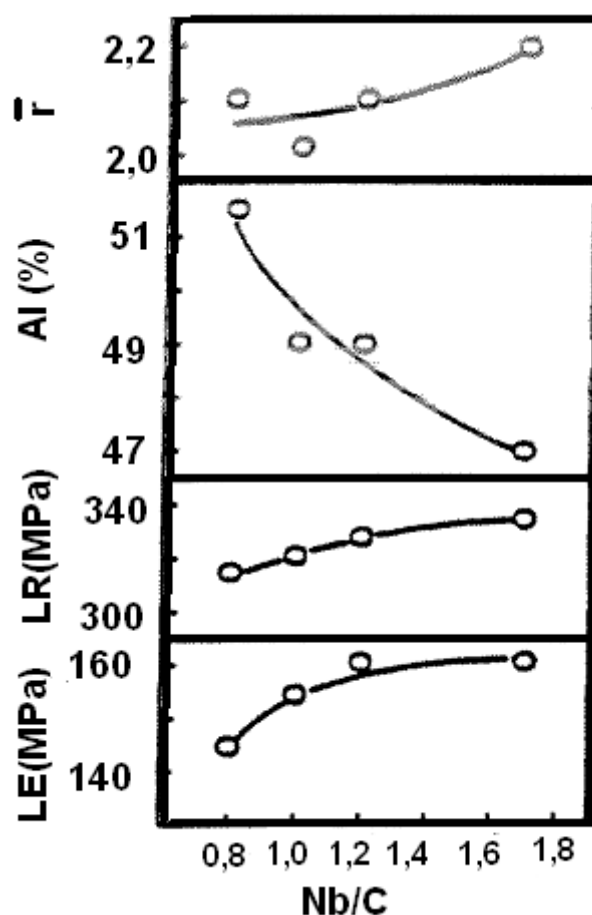


Figura 3.8 – Efeito da relação Nb/C nas propriedades mecânicas de aços produzidos industrialmente contendo C = 40 ppm, e recozidos continuamente a 830°C(OHASHI,1981)

3.2.3 Influência do C e N

O efeito do C e N na estampabilidade dos aços IF depende principalmente da quantidade de microligantes em excesso e do modo de processamento do aço. Assim como em todos os tipos de aços IF, o IF-Ti, como citado anteriormente, deve possuir microligantes em quantidade suficiente para combinar com todo o N e C em solução sólida. O processamento desse aço deve ser realizado de modo que não ocorra dissolução de precipitados nem formação de precipitados finos na laminação a quente, afetando as etapas subseqüentes do processo de fabricação do aço. A exemplo disso, tem-se o fato de o C e N em solução sólida diminuírem o coeficiente r devido à diminuição da formação da componente de textura de recristalização $\{111\}$ que é benéfica e aumento da textura desfavorável $\{110\}$ e $\{100\}$ (Hoile, 2000) e ao fato de precipitados finos de Ti impedirem o crescimento de grão durante o recozimento.

No caso do N, seu teor total não exerce efeitos significativos nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti, pois a formação de TiN ocorre a altas temperaturas, antes da laminação a quente. Dessa forma, todo o N em solução sólida é “retirado” logo no início do processo e não participa das alterações microestruturais subseqüentes (Bhattacharya, 1989; Loureiro, 1999).

No IF-Ti, o C possui efeito menos expressivo nas propriedades mecânicas do que no IF-TiNb. Entretanto, nesse último, a diminuição do teor de C aumenta o alongamento, o expoente de encruamento n e o coeficiente r médio diminuindo o LR e o LE (figura 3.9). Além disso, para um mesmo teor de C, o aço IF-Ti possui melhores propriedades de estampabilidade que o IF-TiNb. Esta afirmação é explicada pelo tamanho de grão ferrítico que, no caso dos IF-Ti, é maior devido à formação de precipitados de TiC grossos comparados com os precipitados finos de NbC do aço IF-TiNb, (Pradhan, 1994).

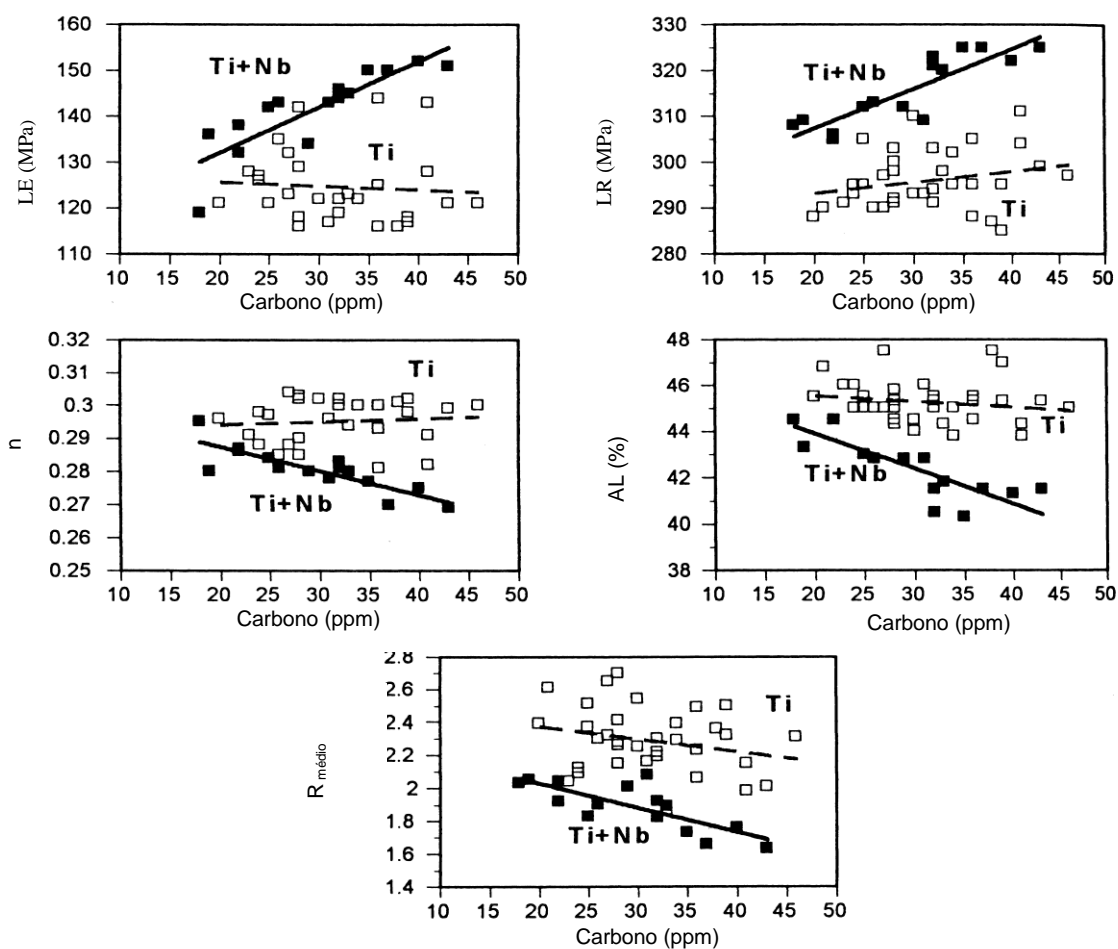


Figura 3.9 - Efeito do teor de C nas propriedades mecânicas do aço estabilizado com Ti e TiNb (PRADHAN,1994).

3.3 Influência do Tamanho de grão no valor BH

Ao se avaliar o valor Bake hardening, além da concentração de carbono em solução sólida, outra variável de importância é o tamanho de grão. Contudo sobre esse parâmetro, aparentemente não existe um consenso sobre sua influência.

Resultados mais antigos, sobre aços efervescentes(WILSON,1968), mostram um aumento da intensidade do envelhecimento quando o tamanho de grão é diminuído. Dados um pouco mais recentes, relativos a aços com características BH com carbono variando de 0,015% a 0,040% (HANAI,et al, 1982) mostraram aumento no parâmetro BH com o aumento de grão. Explicações(SNICK, et al, 1998) para o fenômeno relacionam o tamanho de grão à

supersaturação de carbono na ferrita anterior à etapa de superenvelhecimento do recozimento contínuo. Em aços resfriados rapidamente, a supersaturação é maior naqueles materiais com maior tamanho de grão; durante o superenvelhecimento essa maior saturação leva a uma precipitação mais intensa de cementita, diminuindo assim a quantidade de carbono em solução sólida e, dessa forma, diminuindo o valor BH. Em aços com menor tamanho de grão, após resfriamento rápido, a saturação no interior do grão é menor devido ao aumento do número de sítios proporcionados pelo aumento da área de contornos de grão. A saturação sendo menor, a precipitação de cementita será menos intensa com conseqüente aumento de C_{ss} e do valor BH.

Os estudos acima relacionados consideram a influência do tamanho de grão em aços baixo carbono. Um estudo realizado utilizando aços de carbono extra baixo (COOMAN, et al 2000), mostrou, contudo, resultados totalmente opostos aos daqueles usando aços baixo carbono. Nesse estudo é mostrado que, na ausência de cementita, caso do aço ultra baixo carbono, os contornos de grão tornam-se único sítio para segregação de carbono. Portanto, aços com maior tamanho de grão possuíam menor número de sítios para segregação, permanecendo mais carbono em solução na matriz conseqüentemente aumentando o valor BH.

3.4 Laminação a Quente de aços IF

Na laminação a quente, três parâmetros exercem influência nas propriedades mecânicas dos vários tipos de aços IF. São eles:

- a temperatura de reaquecimento de placa;
- a temperatura de saída do trem acabador(acabamento);
- a temperatura de bobinamento.

3.4.1 Reaquecimento de placas

Durante o reaquecimento da placa, a dissolução de precipitados poderá ocorrer. Assim, a temperatura de reaquecimento de placa poderá determinar as características do precipitado (morfologia, tipo, tamanho e dispersão) e como consequência o tamanho de grão do aço laminado a quente e seus efeitos na recristalização e nas propriedades mecânicas. De

maneira geral, um pequeno tamanho de grão e precipitados grosseiros e dispersos de laminado a quente favorecem a estampabilidade.

Conforme Sanagi et al. 1990 e Hoile 2000, em temperaturas de reaquescimento de placas de cerca de 1250°C, carbonetos e carbonitretos podem se dissolver quase completamente, enquanto outros precipitados, tais como TiN e TiS, são relativamente estáveis. Na temperatura de 1000°C, todos permanecem como finos precipitados, independentemente das concentrações de Ti e C no aço. Assim, a baixa TRP impede a completa dissolução dos precipitados de Ti e favorece a formação dos precipitados grosseiros. Esses precipitados agem como sítios preferenciais para a recristalização e, conseqüentemente, diminuem a temperatura de recristalização conforme mostrado na figura 3.10.

Outro aspecto que pode ser observado na mesma figura é a influência do C e do Ti dentro da composição química estudada: à medida que a concentração do C diminui ou a do Ti aumenta, há uma melhoria nas características do material (aumento do valor r e do alongamento total) e diminuição na temperatura de recristalização.

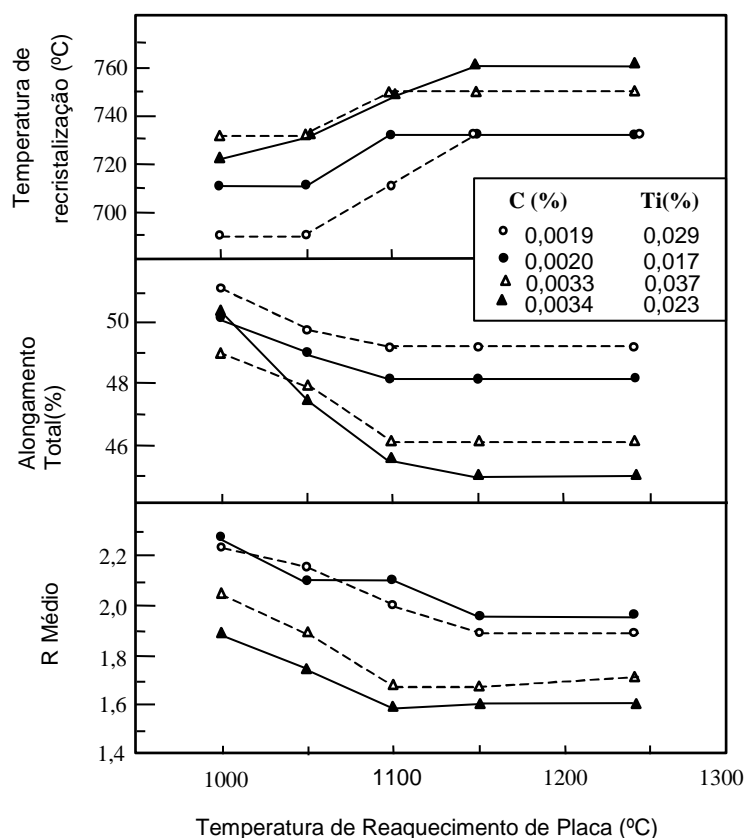


Figura 3.10 - Influência da temperatura de reaquescimento de placa na temperatura de recristalização dos aços IF-Ti (SANAGI, 1990).

A influência da temperatura de reaquecimento de placas em aços IF ao Nióbio está ilustrada na Figura 3.11. Nota-se o aumento do teor de carbono em solução sólida, desde o início do reaquecimento, mesmo em temperaturas inferiores às de solubilização de NbC (acima de 850°C), pequenos precipitados começam a se dissolver. Parte do carbono fica em solução sólida e parte contribui com o coalescimento dos outros carbonetos. Com o aumento da temperatura, intensifica-se este processo, até o ponto (aproximadamente 1100°C) onde são observados aglomerados ou clusters de precipitados. Só a partir desta temperatura é que ocorre a dissolução de NbC. O atraso na dissolução se deve ao coalescimento inicial destes precipitados, uma vez que partículas maiores são mais difíceis de serem dissolvidas. O que chama atenção neste caso é que embora a dissolução total de NbC ocorra apenas em altas temperaturas, a dissolução parcial se inicia em temperaturas bem abaixo da temperatura teórica de solubilização deste composto (AKAMATSU, 1994; GLADMAN, 1997).

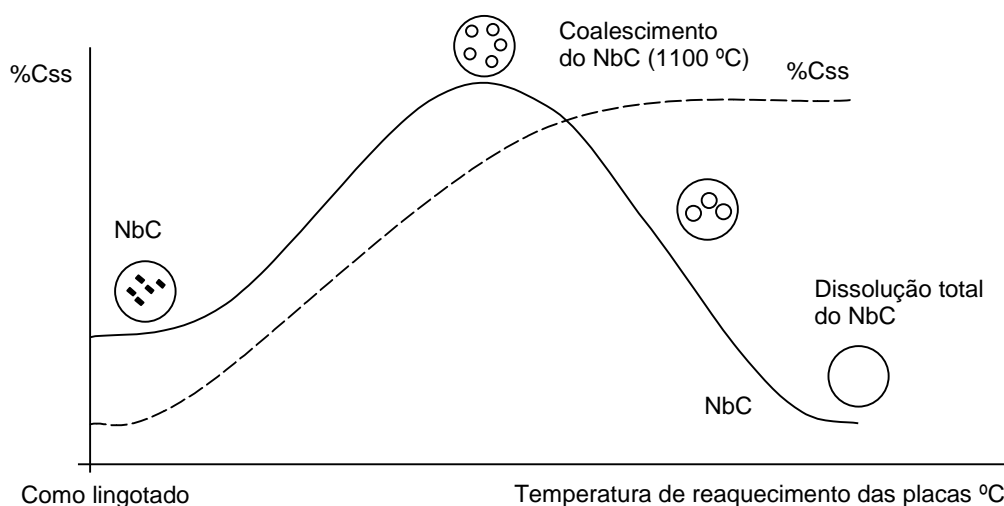


Figura 3. 11 - Efeito da temperatura de reaquecimento de placas em aços IF microligados com Nb.

Nestes aços estabilizados com Nb, o efeito da temperatura de reaquecimento de placas é muito maior do que o da temperatura de bobinamento. A razão está associada à relação entre as quantidades de precipitados e de elementos em solução sólida ao final da etapa de reaquecimento de placas, e que permanece praticamente constante até o final da laminação a quente. Se a placa é reaquecida a altas temperaturas, as maiores concentrações de Nb e C em solução sólida fazem com que os precipitados formados na etapa de bobinamento sejam menores e homoganeamente distribuídos na matriz. Por outro lado, quando o material é reaquecido a baixas temperaturas, as menores quantidades de Nb e C em solução sólida (juntamente com partículas já coalescidas de NbC), fazem com que estes

elementos tenham que se difundir por longas distâncias para precipitarem. O resultado é uma precipitação também fina, porém gerando uma estrutura heterogênea, composta por partículas finas(formadas durante o bobinamento) e outras maiores(formadas anteriormente).

O entendimento deste fenômeno é de grande importância, sobretudo no que diz respeito ao mecanismo de dissolução de reprecipitação do NbC em aços IF de alta resistência e os com características de BH no recozimento contínuo, como será abordado posteriormente.

3.4.2 Temperatura de acabamento

A temperatura de acabamento de um aço IF qualquer pode ser realizada em três níveis:

- Temperatura de acabamento fica acima de AR_3 (temperatura abaixo da qual ocorre a transformação de austenita para ferrita durante o resfriamento);
- Quando o material é laminado a temperaturas um pouco mais baixas que AR_3 (ou seja, é laminado na região bifásica);
- Quando o aço é laminado na fase ferrítica, que corresponde a uma TA mais baixa ainda.

No primeiro caso, o valor r apresenta um máximo quando a TA está um pouco acima de AR_3 . Se a TA está muito acima de AR_3 , ocorre um aumento do tamanho de grão laminado a quente e, conseqüentemente, uma queda no coeficiente r . Se a temperatura estiver abaixo do AR_3 (que é o segundo nível), o coeficiente r diminui (Hoile, 2000), e forma-se uma estrutura mista de grãos pequenos e grandes (a qual se atribui a queda no coeficiente r). Com uma diminuição ainda maior na temperatura de acabamento (terceiro nível), aparecem grãos não-recristalizados na microestrutura (laminação na região ferrítica). Nesse caso, o valor r é maior que no segundo e no primeiro caso. Não há, ainda, consenso na literatura sobre a causa desse fenômeno.

Bhattacharya et al. (1989) confirmam o que foi descrito acima para as duas primeiras situações, nas quais a TA influi muito pouco no valor r para o aço IF-Ti, e é mais expressiva no IF-Nb. Além disso, mostram que a TA tem maior efeito quando o material é processado com menor temperatura de reaquecimento de placa (temperatura de 1100°C em relação a 1200°C).

Caso haja um rápido resfriamento da tira logo após o final do trem acabador, o grão laminado a quente diminui, e o valor r aumenta. Assim, se o resfriamento for atrasado ou não for suficientemente severo, o tamanho de grão excessivo poderá ocorrer após a

laminação a frio e recozimento, piorando o r médio (Hoile, 2000). Contudo, como citado em Gorni et al. (2002), foi constatado que esse efeito não é muito grande, pois um aumento na taxa de resfriamento de 40 para 120°C/s refinou o tamanho de grão do aço IF de apenas 0,5 unidades ASTM.

O efeito da temperatura, no entanto, depende da concentração de elementos de liga e da quantidade de deformação. O Nb tem o efeito de retardar a transformação de austenita em ferrita que é atribuído ao ancoramento de contornos de grão por átomos de Nb dissolvidos ou pela precipitação de NbC nos contornos de grão durante a transformação. Já o B possui um efeito muito mais pronunciado. Com adições de B em aços IF estabilizados com Nb, Lips et al.(1996) registraram queda de mais de 100°C na temperatura Ar1. Este efeito se deve à segregação do boro nos contornos de grão.

A influência destes elementos na cinética de recristalização se reflete na microestrutura. Devido ao efeito de aprisionamento dos contornos de grão pelos átomos de Nb, os aços com Nb e Ti/Nb possuem grãos menores e mais irregulares que os microligados somente com Ti que possuem uma estrutura ferrítica equiaxial. Embora a redução do tamanho de grão na laminação a quente reflita positivamente na textura cristalográfica do produto laminado a frio(aumentando a taxa de nucleação e crescimento durante o processo de recozimento), prevalece o efeito negativo de ancoramento dos contornos de grãos, promovido pelos finos precipitados formados com o Nb. O boro reforça o efeito do Nb, resultando em uma estrutura ferrítica acicular(LIPS,1996).

3.4.3 Temperatura de bobinamento

Outra variável importante é a (TB) De uma maneira geral, baixas temperaturas produzem precipitados finos e aleatoriamente distribuídos, que elevam a temperatura de recristalização, tendendo, com isto, a aumentar a resistência do produto final. Por outro lado, o aumento da temperatura de bobinamento leva a uma diminuição da temperatura de recristalização, pelo decréscimo da fração volumétrica de carbonetos(onde grãos com orientações desfavoráveis poderiam nuclear) e pelo tamanho grosseiro dos mesmos, que não exercem, por isto, uma forte barreira à movimentação dos contornos de grão. Por estar relacionada à dispersão dos precipitados, a amplitude deste efeito depende da concentração de microligantes.

Para entender a influência da temperatura de bobinamento sobre as propriedades mecânicas do aço IF é fundamental conhecer, inicialmente, os teores de C e N dissolvidos

após a laminação a quente. Embora não seja uma medida direta, vale ressaltar que a quantidade destes elementos intersticiais pode ser relacionada com o alongamento na extensão do patamar de escoamento, no sentido de que uma alta concentração destes elementos provoca um aumento deste patamar. Dentro desta ótica, a Figura 3.12 mostra que mesmo em aços IF contendo relações Ti/C ou Nb/C acima da estequiométrica, onde todo o carbono deveria estar combinado, a precipitação de carbonetos só se completa a 720°C, uma vez que abaixo desta temperatura observa-se escoamento descontínuo e patamar de escoamento. Ou seja, existe carbono em solução sólida nestes aços quando eles não são bobinados a altas temperaturas. Para os demais aços contendo Nb, existirá escoamento descontínuo e patamar de escoamento, independente da temperatura de bobinamento praticada, pelas razões já discutidas anteriormente.

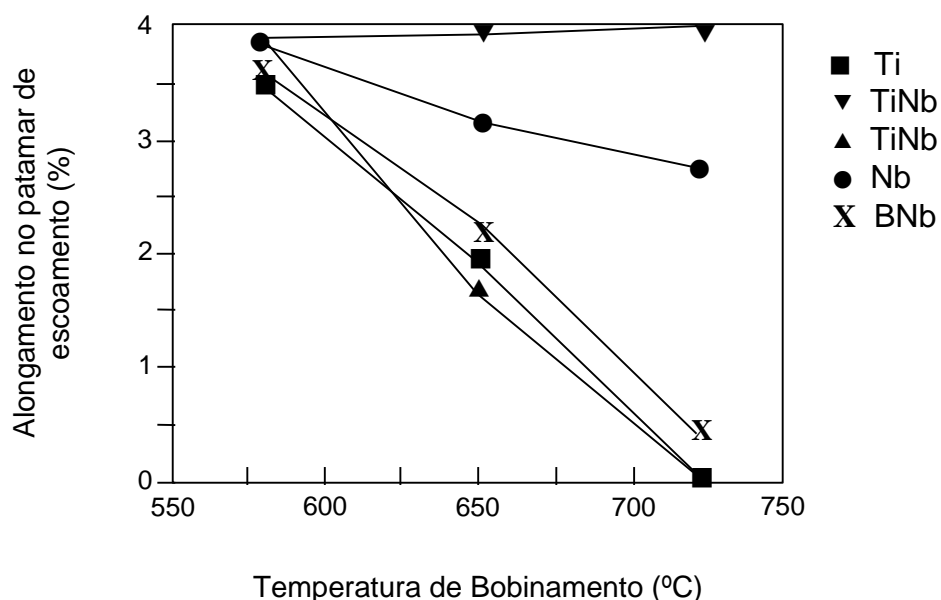


Figura 3. 12 – Extensão do patamar de escoamento após bobinamento em aços IF(LIPS, 1996)

Para explicar o exposto acima, a figura 3.13 ilustra a evolução do NbC entre a saída do trem acabador e o bobinamento. SATOH et al.(1983), reuniram evidências para provar que a melhoria nas propriedades mecânicas de aços IF-Nb é devida à precipitação de NbC induzida por deformação, e o seu coalescimento durante o bobinamento. De acordo com os autores mencionados, a aproximadamente 900°C existirão finos precipitados coexistindo com carbono e nióbio em solução sólida. Com o resfriamento, os precipitados tenderão a coalescer, e o Nb e C em solução sólida formarão novos precipitados mais finos que os originais (formados à temperatura mais alta). Esta precipitação, entretanto ocorre até 600°C, e a partir desta temperatura não há mais coalescimento. Portanto, conclui-se que outra

variável igualmente importante é a taxa de resfriamento da tira, fazendo com que o tempo de precipitação e coalescimento varie.

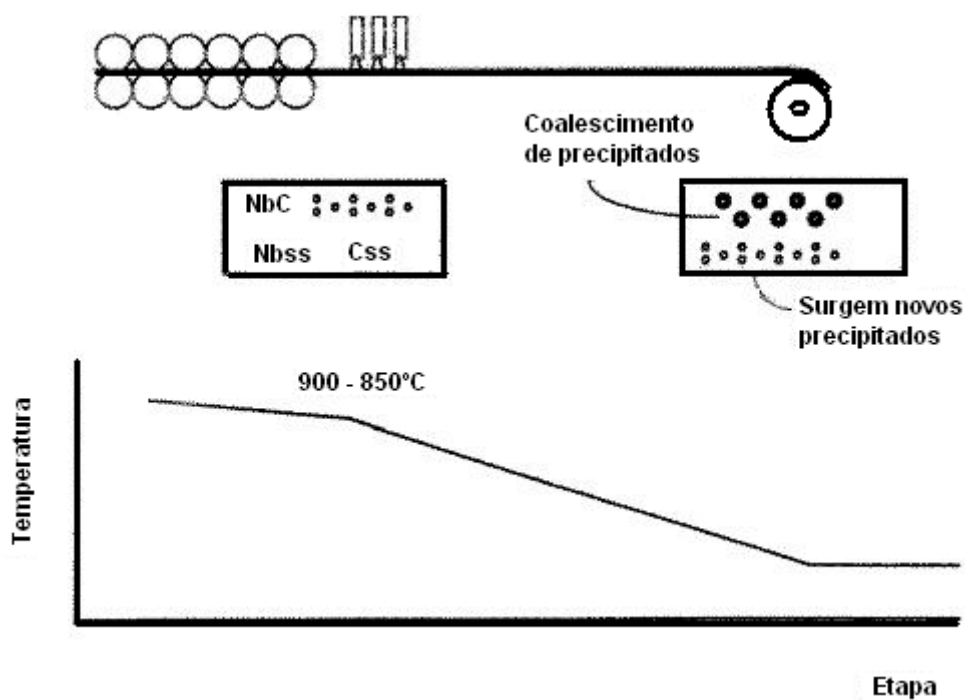


Figura 3.13 – Evolução dos precipitados entre as etapas de laminação e bobinamento na linha de laminação a quente

O carbono em solução sólida vai influenciar o coeficiente r do produto laminado a frio, por afetar a nucleação de grãos com texturas desfavoráveis à conformação durante a recristalização no recozimento contínuo. A figura 3.14 mostra o efeito da temperatura de bobinamento sobre o coeficiente $r_{\text{médio}}$. Nota-se que o aumento da temperatura de bobinamento tende a melhorar as características do material, principalmente na faixa com menor quantidade de Ti em excesso.

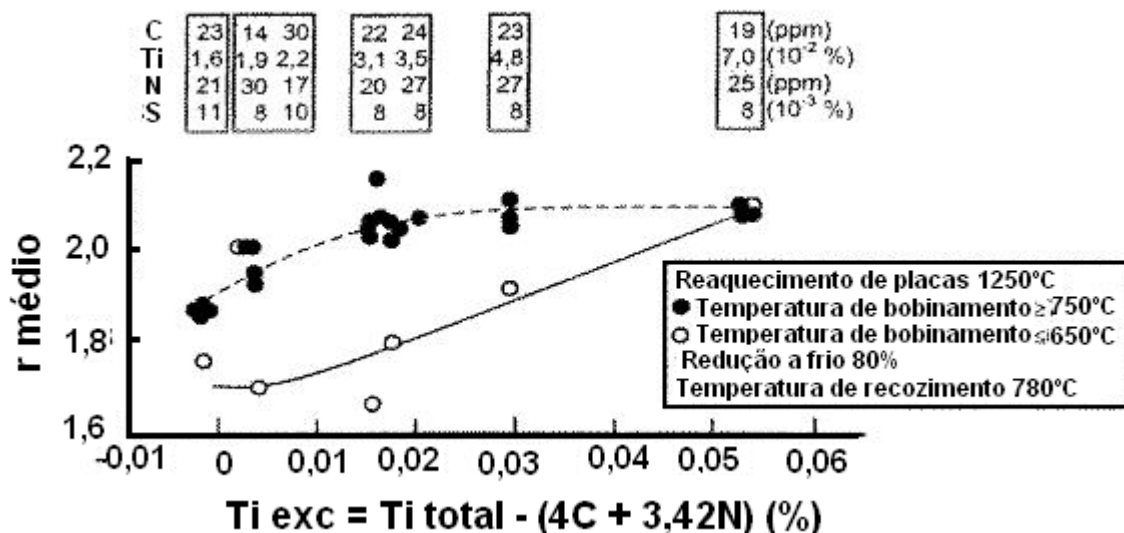


Figura 3.14 – Efeito da temperatura de bobinação no valor r dos aços IF-Ti(KATOH,1984)

As diferenças de comportamento entre os aços (IF-Ti, IF-Nb e IF-TiNb) são atribuídas às diferenças entre os precipitados formados, que por sua vez são definidos na etapa de laminação a quente, pelas condições de bobinação. Pelo fato dos compostos de titânio se dissolverem e/ou precipitarem em temperaturas mais elevadas, os aços com titânio podem ser bobinados a temperaturas mais baixas(comparados com IF-Nb). Por outro lado, a necessidade de altas temperaturas de bobinação nos aços contendo Nb e Nb/Ti se deve à precipitação de AlN e NbC(nos aços com Ti e Nb, uma vez o nitrogênio já se encontra precipitado com TiN).

Nos aços IF contendo Nb e Ti (com elevadas concentrações de Ti), a maior parte do Nb está em solução sólida, embora seja encontrado, também nas partículas $Ti_4C_2S_2$ e sob a forma de NbC(formados epitaxialmente sobre as partículas de $Ti_4C_2S_2$) (TITHER,1994). Em concentrações mais baixas de Ti, algumas partículas de NbC induzidas por deformação seriam esperadas, enquanto em aços contendo somente Nb a estabilização do C seria exclusivamente pela precipitação do NbC.

Portanto, além de poderem ser bobinados a temperaturas mais baixas, o controle desta variável é menos importante nos aços IF contendo apenas Ti, quando comparados com os estabilizados com Nb ou Ti/Nb, uma vez que são menos sensíveis às variações de composição e de processamento.

Estes resultados, no entanto, diferem dos apresentados por Lips et al.(1996), figura 3.15, que observaram uma significativa redução da temperatura de recristalização com o aumento da temperatura de bobinação, indiferente da concepção de aço IF.

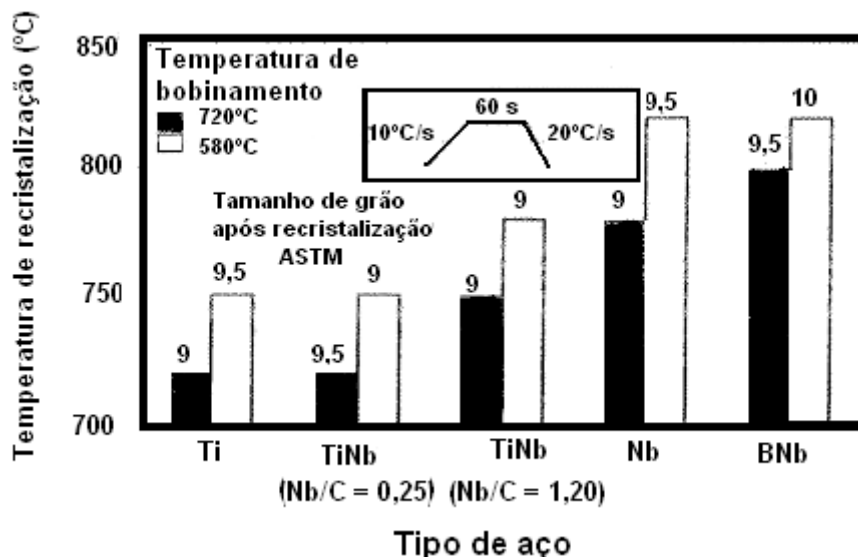


Figura 3.15 – Efeito da temperatura de bobinamento na temperatura de recristalização de aços IF (lips, 1996).

3.5 Laminação a frio de aços IF

Vários parâmetros operacionais influenciam a estampabilidade da chapa durante a laminação a frio seguida de recozimento e laminação de encruamento. Os principais são:

- a redução a frio;
- velocidade de aquecimento no recozimento;
- tempo e temperatura de encharque no recozimento;
- redução na laminação de encruamento.

3.5.1 Redução a frio

São duas as principais funções da redução a frio. Uma é produzir a dimensão requerida pelo cliente, ou melhor, obter a espessura adequada à fabricação do produto a que se destina a chapa. A outra é a otimização do valor r como se pode ver na figura 3.16, em que o aumento da redução a frio aumenta a intensidade da textura (111), e a redução de 90% é a melhor para se obter um alto coeficiente r .

Entretanto, na prática industrial, reduções acima de 90% são impraticáveis devido à limitação de redução que o laminador a frio possui; assim, as reduções são limitadas em torno de 80%, no máximo. Além disso, com o aumento da redução a frio, o valor r_{90} tende a ser maior do que em outras direções, exceto a altas reduções (>90%), em que r_{45} se torna

dominante. A figura.3.17 mostra que isso vale tanto para o material recozido continuamente quanto para o recozido em caixa (Held et al., 1970).

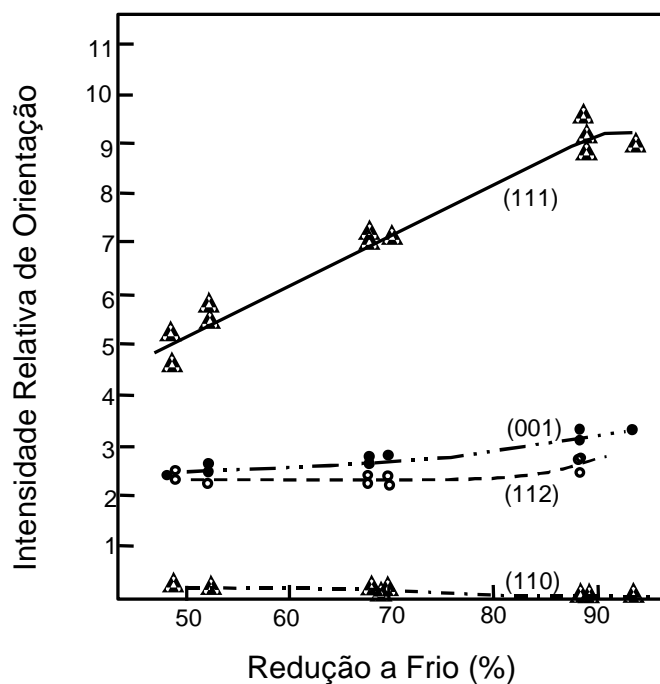


Figura 3.16 - Efeito da redução a frio na intensidade relativa de vários componentes da textura de deformação no aço IF-Ti (HELD et al., 1970).

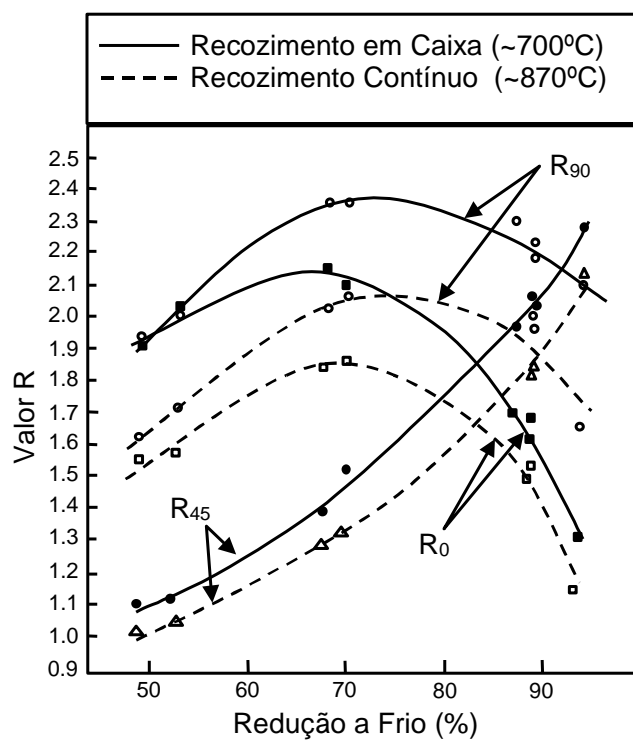


Figura 3.17 - Efeito da redução a frio no valor R_{45} , R_0 e R_{90} do aço IF-Ti (HELD, 1970).

3.5.2 Recozimento contínuo de aços IF

Após a laminação a frio, as chapas de aço se apresentam 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 essas operações possam se tornar viáveis, é necessário que esses materiais sejam “amaciados”, o que é possível através do tratamento térmico de recozimento.

A ductilidade da chapa é restaurada por fenômenos que ocorrem no recozimento, ou seja, recuperação e recristalização. A recuperação — que em geral ocorre em temperaturas baixas (temperaturas bem menores que a temperatura de fusão) — engloba vários processos termicamente ativados que reduzem a energia armazenada no metal durante a deformação a frio devido a redução do número e ao rearranjo de defeitos cristalinos. Como a recuperação não envolve a migração de contornos de alto ângulo, o material deformado retém sua identidade cristalográfica, ou seja, sua textura, embora a densidade e a distribuição de defeitos cristalinos sejam alteradas (Antenor, 2001). Além disso, se o grau de encruamento for pequeno, a recuperação sozinha pode ser suficiente para retornar o material plasticamente deformado a uma condição estável equivalente àquele existente antes do encruamento (Guy, 1976).

Já a recristalização — que é um processo de eliminação de defeitos cristalinos através da migração de contornos de alto ângulo “varrendo a microestrutura” e “absorvendo defeitos cristalinos” — muda a orientação da rede cristalina através das etapas de nucleação e crescimento (Guy, 1976; Padilha, 1996). Dessa forma, o encruamento é totalmente removido, e a resistência mecânica retorna a valores similares aos que existiam antes do encruamento.

No processo de recozimento contínuo, particular atenção deve ser dada à etapa de recristalização, uma vez que a adição de Ti e/ou Nb retardam o processo de recristalização. Precipitados finos e em grande quantidade retardam o rearranjo das deslocamentos induzidas durante a laminação a frio e, também, retardam o movimento dos contornos dos novos grãos recristalizados, resultando em aumento da temperatura de recristalização.

Contudo, a presença de precipitados, principalmente os mais finos como AlN, NbC e TiC, retarda o processo de recristalização. Os precipitados TiN, TiS, Ti₄C₂S₂ e MnS são relativamente grosseiros e afetam menos a recristalização. Nos aços IF com Nb, não apenas os finos carbonetos estão presentes mas, também, finos nitretos irão retardar a recristalização, juntamente com o efeito de ancoramento por parte do Nb em solução sólida.

A figura 3.18 mostra a variação da temperatura de recristalização em função da relação M^{*}/C (onde M=Ti ou Nb), ou seja, em função dos teores destes elementos em excesso. Percebe-se que quantidades de Ti e Nb próximas da estequiométrica provocam um sensível atraso na cinética de recristalização, que é atribuído à formação de precipitados extremamente finos. A partir desta composição, a elevação na temperatura de recristalização com o aumento das concentrações de Ti e Nb é atribuída à presença destes elementos em solução sólida. No caso de aços IF contendo Nb, todos os demais elementos devem ser reduzidos para compensar o forte efeito deste elemento em elevar a temperatura de recristalização.

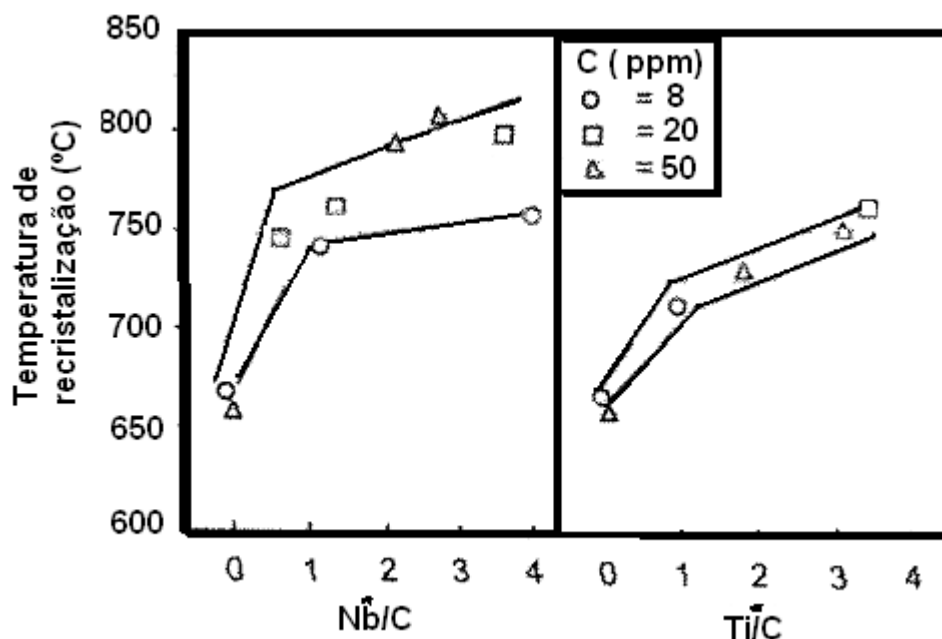


Figura 3.18 – Variação da temperatura de recristalização em função da relação M^{*}/C (TSUNOYAMA, 1990)

O efeito do teor de carbono total nestes aços é mostrado na figura 3.19. Percebe-se que independentemente da concepção de aços IF, que o aumento da concentração de carbono não provoca substancial alteração na temperatura de recristalização.

A influência da relação entre as quantidades de precipitados e de carbono em solução sólida (decorrente da dissolução de precipitados durante o aquecimento), na supressão do

desenvolvimento da textura (111), foi bastante estudada por Subramanian et al.(1994). Estes autores mostraram que uma dispersão com grande número de pequenas partículas de precipitado não tem efeito na recuperação e na nucleação de novos grãos recristalizados com orientação (111), mas inibe o crescimento posterior desses grãos.

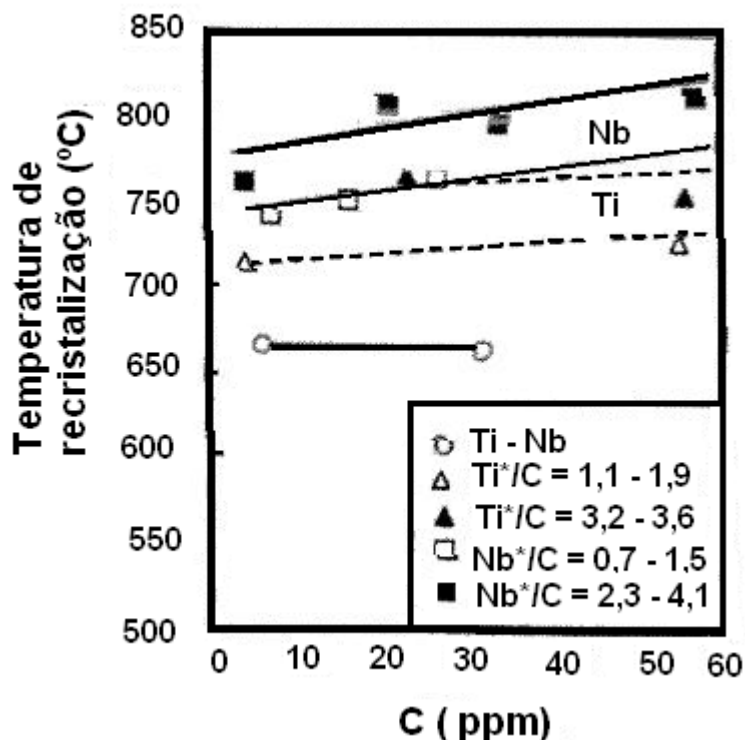


Figura 3.19 – Variação da temperatura de recristalização em função do teor de C no aço(TSUNOYAMA,1990)

A dissolução de precipitados durante o aquecimento é função do tamanho da partícula(as menores se dissolvem mais rapidamente) e da quantidade de caminhos preferenciais para difusão do carbono e dos elementos de liga(que pode ser uma alta densidade de deslocamentos provocada por regiões mais deformadas na laminação a frio).

O recozimento contínuo é a principal via de processamento dos aços IF devido às exigências do mercado, principalmente por parte da indústria automobilística, uma vez que neste processo são obtidos valores adequados de ductilidade associados a uma textura extremamente favorável à obtenção de boas características de conformabilidade.

É uma linha que efetua processos de limpeza eletrolítica, recozimento, encruamento, inspeção e oleamento de forma contínua. Existem ao longo da linha rolos centralizadores e tensores para evitar o deslocamento do material, uma vez que o comprimento da tira ao longo da linha ultrapassa 2000 m. Comparando-se com o processamento do material via recozimento em caixa, o recozimento contínuo oferece grandes vantagens tais como: os processos de limpeza eletrolítica, recozimento, encruamento e inspeção são acoplados,

reduzindo o manuseio do material e as perdas do mesmo; a linha possui alta produtividade em relação ao processo de recozimento em caixa, uma vez que para se processar uma bobina no recozimento contínuo gasta-se alguns minutos e no outro gasta-se em média 2 a 3 dias.

O recozimento contínuo da USIMINAS é constituído pelos fornos:

HF→ Heating Furnace (Forno de Aquecimento)

SF→ Soaking Furnace (Forno de Encharque)

SCF → Slow Cooling Furnace (Forno de Resfriamento Lento)

1C → Resfriamento rápido primário

- OA → Overaging (Forno de Superenvelhecimento)
- 2C → Resfriamento rápido secundário

Em cada passagem entre os fornos existem pirômetros para a leitura da temperatura da tira, através de emissividade de radiação. Cada forno fornece à tira um tratamento térmico específico.

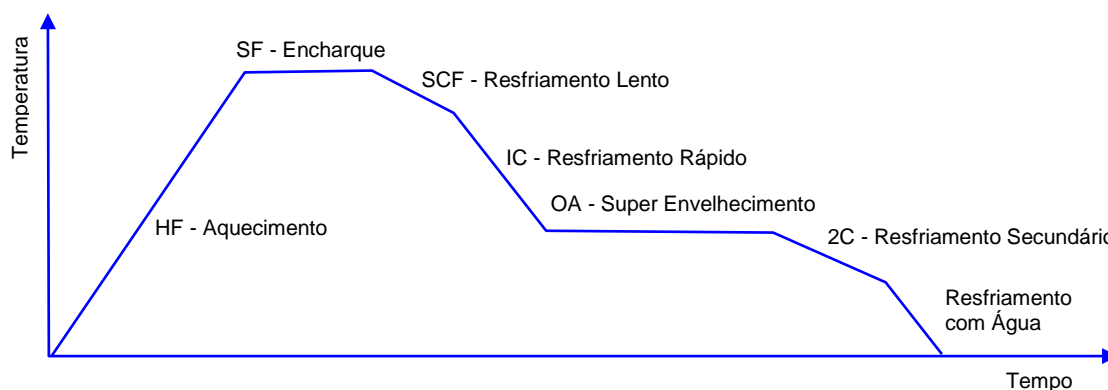


Figura 3. 20 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo

A atmosfera, em todos os fornos, é constituída de uma mistura de gases constituída de 95% de gás nitrogênio e 5 % de gás hidrogênio, mais conhecida como HN, e sua temperatura é medida através de termopares no interior dos fornos.

No forno de aquecimento (HF), a atmosfera é aquecida por tubos radiantes, onde ocorre a queima de gás COG proveniente da coqueria, liberando calor. Este calor é transmitido para a atmosfera de HN através de radiação. A tira entra no à temperatura ambiente e é

aquecida até atingir a temperatura de encharque, que varia entre 700 a 850°C, de acordo com o ciclo de recozimento do material.

Para o aço BH é necessário empregar temperaturas de recozimento relativamente altas para dissolver os precipitados NbC e é necessário resfriar rapidamente para prevenir novamente a precipitação deste composto e manter o carbono em solução sólida.(MATIAS, 1991).

No forno de encharque(SF) ocorre a etapa de encharque, e a temperatura da atmosfera do forno é mantida por resistências elétricas. O encharque consiste em manter a tira a uma temperatura constante num intervalo de tempo maior ou igual a 40 s, A temperatura de encharque pode ser de 700 a 850°C, dependendo do ciclo de recozimento.

No forno de resfriamento lento (SCF) ocorre a etapa de resfriamento lento, e a atmosfera é resfriada através de jatos de HN recirculado. A tira resfria da temperatura de encharque até 675°C. Nesta etapa ocorre a transformação de austenita (formada no encharque) em ferrita.

No 1C ocorre a etapa de resfriamento rápido primário, através de jatos de HN recirculado. A tira é resfriada de 675°C até 410°C a uma taxa máxima de 60° C/s. O objetivo nesta etapa é adequar a quantidade de carbono em solução sólida visando otimizar as condições de .envelhecimento por deformação.

O tratamento térmico na etapa de superenvelhecimento tem a finalidade de retardar o processo de envelhecimento, promovendo a formação de precipitados de carbono. O material é mantido a uma temperatura de aproximadamente 410°C, em um intervalo de tempo acima de 120 s. A temperatura e o tempo variam de acordo com o ciclo de recozimento do material processado. O forno de superenvelhecimento é o maior dos fornos, (comporta 635 m de tira) isto para que o material fique por mais tempo nas condições favoráveis para retardar o envelhecimento. Neste forno a temperatura da atmosfera de HN é mantida por resistências elétricas.

O resfriamento secundário, 2C consiste em resfriar o material da temperatura final do superenvelhecimento até temperaturas em torno de 200°C, através de jatos de HN recirculado.

3.5.2.1 Taxa de aquecimento no recozimento contínuo

Um aspecto importante a ser considerado é o efeito da taxa de aquecimento no crescimento de grão após a recristalização e, conseqüentemente, na melhoria do coeficiente r . Como os grãos com orientação (111), quanto mais condições para o crescimento de grãos houver, melhores serão os valores do coeficiente de r . Como o crescimento do grão acontece somente após o término da recristalização, pode-se deduzir que materiais processados com taxas de aquecimento mais baixas possuam mais tempo para algum crescimento de grão, até que a temperatura de encharque seja atingida. Seguindo este raciocínio, o atraso na recristalização, obtido com o aumento na taxa de aquecimento, traria prejuízos à formação de uma textura adequada à conformação (BARBOSA, 2001).

O aumento da temperatura de encharque contribui para reforçar estas diferenças de textura. O recozimento a baixas temperaturas, próximas às de recristalização, provoca um atraso no crescimento dos primeiros grãos recristalizados, com orientação (111), em relação ao recozimento praticado a altas temperaturas.

Contudo, a melhoria do valor r não está associada exclusivamente ao crescimento de grãos. Matsuo et al.(2000), constataram a existência de uma forte tendência de formação de textura, em função da taxa de aquecimento e das diferenças entre temperaturas de recristalização e de encharque. De acordo com esses autores, o aumento na velocidade de aquecimento, ao contrário do que foi apresentado anteriormente, é altamente benéfico para melhorar as características de conformação dos aços IF no recozimento contínuo. A aceleração do aquecimento aumentaria significativamente as taxas de nucleação e crescimento dos novos grãos recristalizados e a manutenção das elevadas taxas de aquecimento entre a recristalização e o encharque faria com que os primeiros grãos recristalizados, com orientação (111), cresçam rapidamente em detrimento dos grãos com orientação desfavorável (100), nucleados posteriormente.

3.5.2.2 Condições de encharque no recozimento contínuo

Outros parâmetros cujo controle é importante são a temperatura e o tempo de encharque. Contudo, para que o encharque exerça uma influência significativa no material, deve-se ter uma matriz bastante limpa, ou seja, isenta de precipitados e elementos em solução sólida. Neste caso, com relação à microestrutura, efeitos similares aos da redução da taxa de

aquecimento são obtidos com a elevação da temperatura de recozimento. Os grãos tendem a crescer, e se observa redução dos limites de escoamento e de resistência, além de aumento nos valores de alongamento total, coeficiente r e do expoente de encruamento (n) (BARBOSA, 2001).

Uma atenção especial deve ser dada à dissolução de precipitados. Nos aços IF, embora todos os carbonetos formados se solubilizem acima das temperaturas praticadas, existirá uma dissolução parcial dos precipitados durante o aquecimento, para todas as concepções utilizadas (Ti, Nb ou Ti/Nb). Esta dissolução é afetada pela temperatura de processo, mas, também pela forma e dimensão desses precipitados, sendo que quanto mais finos forem, mais rapidamente são dissolvidos. Com isto, existirá uma relação “precipitados não dissolvidos e carbono em solução sólida”, que influenciará, juntamente com as condições operacionais no recozimento, as características mecânicas do produto final.

A quantidade de carbono em solução sólida é altamente dependente da concepção do aço IF e, conseqüentemente da composição química. A figura 3.21 mostra que para aços IF, microligados com Ti ou com Nb, com relações Ti/C ou Nb/C próximas à estequiométrica, a elevação da temperatura de encharque produz um aumento na quantidade de C_{ss} do produto final. Nos aços com Ti, as razões estão associadas à grande dissolução dos finos precipitados durante as etapas de aquecimento e encharque, principalmente à medida que se aumenta a temperatura. Nestes aços, o maior tamanho de grão, associado à menor quantidade de sítios para precipitação durante o resfriamento, faz com que o carbono tenha que se difundir por grandes distâncias para se precipitar, restando certa quantidade em solução sólida. Diferente dos aços acalmados ao alumínio, nestes aços IF-Ti, a quantidade de carbono dissolvido no produto será diretamente proporcional à sua quantidade no final do encharque.

O mesmo fenômeno ocorre para aços contendo Nb. A diferença é que nestes aços, a dissolução dos carbonetos começa em temperaturas ainda mais baixas. Neste caso, cuidados especiais devem ser tomados como reduzir o teor de carbono no aço, de forma a não acelerar o envelhecimento natural no material.

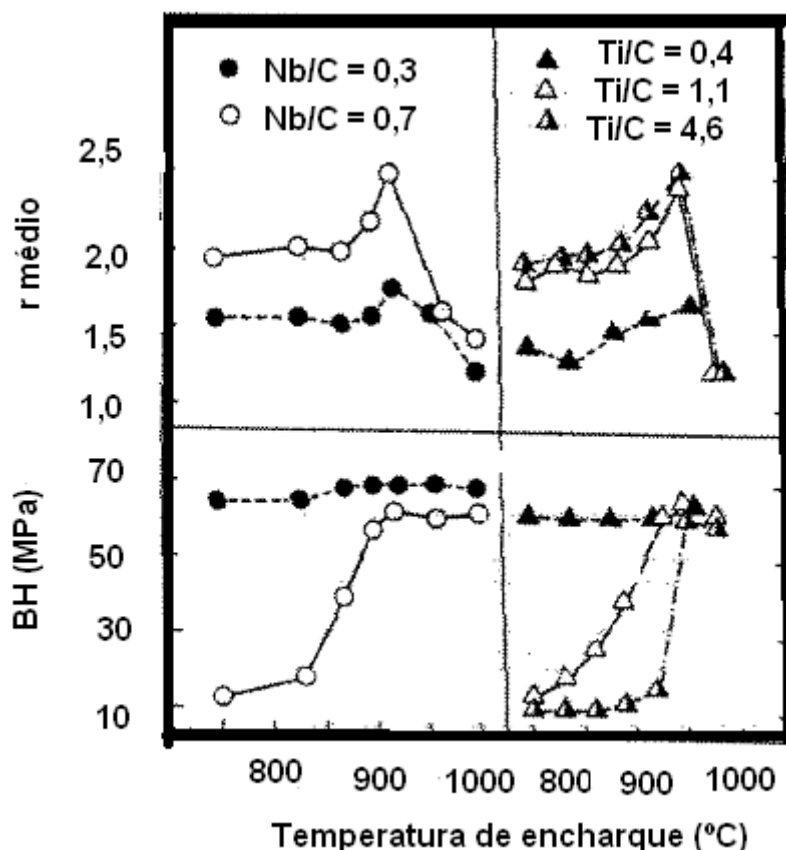


Figura 3.21- Efeito da temperatura de recozimento no valor BH de aços ultra baixo carbono estabilizados com Nb e Ti (SAKATA,1994)

3.5.2.3 Taxa de resfriamento no recozimento contínuo

O efeito do resfriamento primário na quantidade de carbono retido em solução sólida (expressa pelo valor BH) e nas propriedades mecânicas de aços IF ligados com Ti e Nb é mostrado na figura 3.22. Percebe-se que o aumento na taxa de resfriamento provoca uma elevação na quantidade de carbono dissolvido. Contudo, propriedades como alongamento, limites de resistência e escoamento não são afetadas pela taxa de resfriamento.

O resfriamento é iniciado após o encharque. Se o aço é realmente livre de elementos intersticiais dissolvidos na matriz ferrítica, esta etapa passa a não ter nenhum efeito. No entanto, será discutida a importância desta fase, para condições em que a composição química não está completamente ajustada para a condição acima da estequiométrica ($M^* > 1$) e, principalmente para aços contendo Nb.

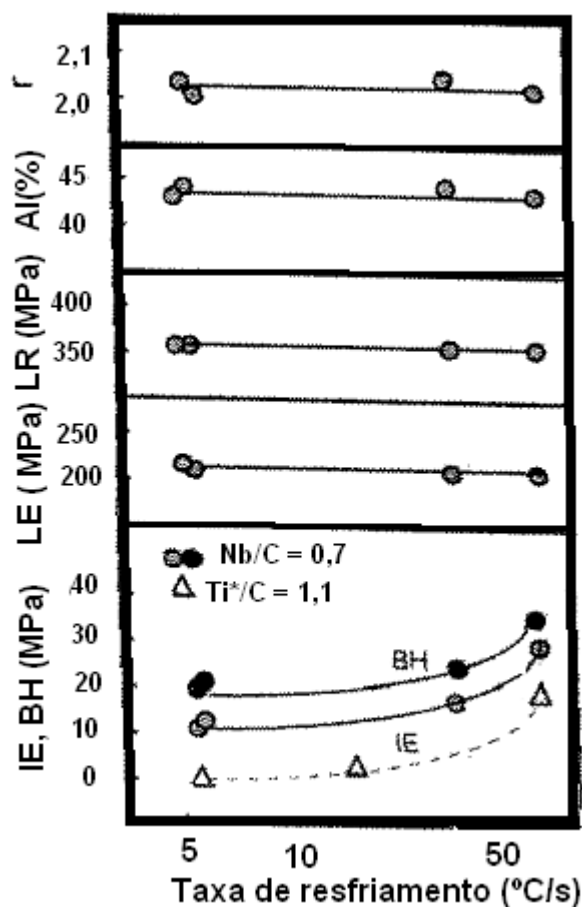


Figura 3.22 – Efeito do resfriamento primário nas propriedades mecânicas de aços UBC estabilizados com Ti e Nb (SATO, 1985)

Quando se inicia o resfriamento, a velocidade de difusão dos átomos de carbono é reduzida, podendo, o material tornar-se supersaturado de carbono. Esta condição de supersaturação, instável, seria facilmente eliminada, caso o superenvelhecimento (etapa seguinte ao resfriamento), fosse realizado em condições de temperatura e tempo suficientes para precipitar os carbonetos. Contudo, mesmo que a temperatura de solubilização dos carbonetos de nióbio e/ou titânio sejam muito altas (o que facilita a precipitação, conforme já mostrado anteriormente), as condições praticadas no superenvelhecimento podem não ser suficientes para promover a completa reprecipitação desses carbonetos.

Quando o resfriamento é realizado lentamente, o teor de carbono em solução sólida diminui devido à formação de novos precipitados e, também, do coalescimento dos precipitados não dissolvidos durante o encharque. Com um maior tempo para difusão do carbono, proporcionado pela menor taxa de resfriamento, restará no produto menor quantidade de carbono dissolvido. Por outro lado, com o aumento da taxa de resfriamento, reduz-se o tempo para difusão do carbono, no sentido de coalescerem os precipitados já formados ou

mesmo nuclearem outros. Como não existirá uma etapa para precipitação final destas partículas, restará então, mais carbono em solução sólida,

3.5.2.4 Etapa de superenvelhecimento do recozimento contínuo

O propósito do tratamento de superenvelhecimento é, dentro de um tempo e temperatura controlados, precipitar certa quantidade de carbono da matriz saturada. A figura 3.23 mostra a variação do valor BH com a temperatura de superenvelhecimento, com o objetivo de avaliar a reprecipitação do carbono na forma de NbC. Percebe-se uma forte diminuição no valor BH quando o material é submetido à temperaturas na faixa de 600 a 800°C, quando ocorre intensa precipitação do NbC. Contudo, observa-se-se que abaixo desta faixa de temperatura, os valores BH permanecem elevados, indicando que uma certa quantidade de carbono ficou retido em solução sólida.

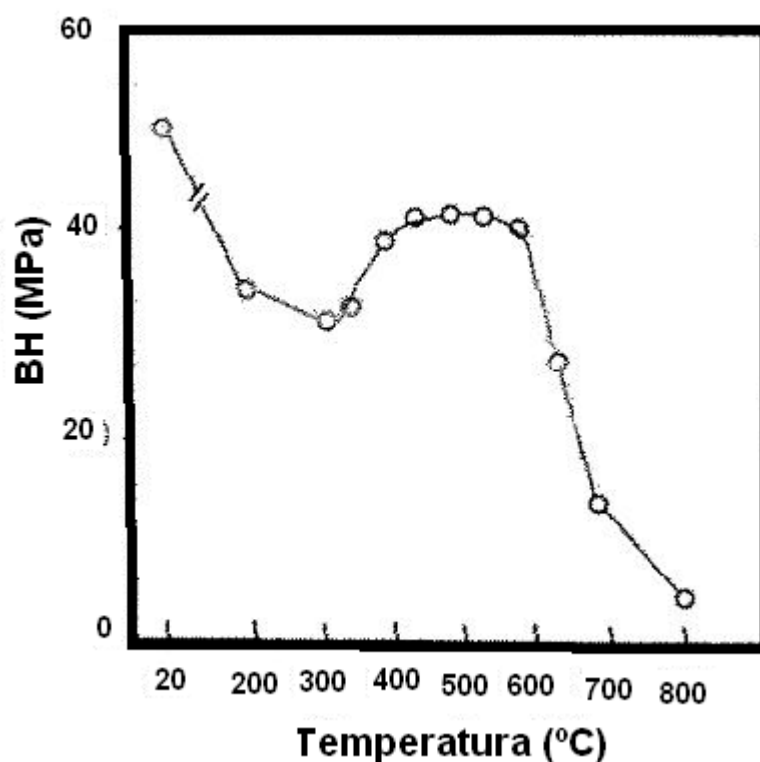


Figura 3.23 – Efeito da temperatura de superenvelhecimento sobre os valores BH em aços UBC-Nb(SAKATA,1994).

3.5.3 Laminação de encruamento

A laminação de encruamento ou passe de encruamento, também conhecida como *skin pass* ou *temper rolling*, é uma das etapas mais importantes na fabricação de aços laminados a frio, uma vez que as propriedades mecânicas e geométricas das chapas laminadas a frio são por ela influenciadas (Pinto, 1985).

A distribuição de deformação para aços baixo carbono comuns é heterogênea após a laminação de encruamento, e o nível de deformação é pequeno e concentrado na superfície (Hundy, 1955; Butler, 1963; Yendell, 1970; Busch, 1987). Essa deformação é influenciada, principalmente pelos seguintes fatores (Butler, 1963; Jutteau, 1982; Pargamonov, 1987):

- grau e velocidade de redução;
- tamanho de grão e qualidade do material;
- condições de atrito (influenciadas pela textura superficial do cilindro, do material e da utilização de lubrificantes).

A laminação de encruamento possui quatro finalidades básicas:

- eliminação do patamar de escoamento (exceto para alguns aços, como o IF);
- transferência de textura na superfície da chapa;
- ajuste ou adequação das propriedades mecânicas;
- correção de forma e defeitos, caso haja necessidade.

A eliminação do patamar de escoamento está vinculada ao fato de que, caso ele não seja eliminada, o material apresenta o defeito conhecido como bandas de Luders (*Luders bands* ou *Stretcher strains*), quando for estampado após o recozimento. No ensaio de tração, esse fenômeno ocorre precisamente ao atingir o patamar de escoamento definido. Para eliminação desse defeito em aços baixo carbono após o recozimento, normalmente, é utilizado um passe de encruamento com deformação de 0,8 a 1,5% (Pinto, 1985). Nesse caso, o passe de encruamento introduz discordâncias móveis, as quais irão movimentar livremente quando da aplicação de um esforço, diferentemente daquelas que se encontram ancoradas. Assim, fica eliminado o aparecimento das “banda de Luders” e favorecido o processamento do aço nas linhas e aplicações subsequentes (Pinto, 1985; Pargamonov, 1987).

A transferência de textura na superfície da chapa pela laminação de encruamento tem como objetivo produzir uma textura superficial específica para se obter um acabamento adequado durante o processo de pintura das chapas. Além disso, como influi no atrito, a textura é requerida nos casos em que o cliente precisa de uma textura específica para adequar às

suas necessidades de processo e produto. Normalmente, para se obter um material com textura superficial com faixas de rugosidade maiores, costuma-se aumentar o grau de deformação na laminação de encruamento em relação ao mesmo material que não necessita de rugosidade

Já no ajuste e adequação das propriedades mecânicas do material após o recozimento, o passe de encruamento possui importantes funções, por exemplo: aços destinados à fabricação de embalagem de produtos alimentícios, especialmente latas (caso em que a rigidez da embalagem é conferida pela deformação adequada no passe de encruamento) e os aços destinados a aplicações elétricas e magnéticas (como lamelas de motores elétricos, em que as perdas magnéticas são minimizadas através da deformação imposta no passe de encruamento). Nesse último caso, o passe de encruamento deve fornecer energia crítica para o crescimento de grão após o material ser recozido pelo cliente. Isso é conseguido com deformações de 5 a 10% (Pinto, 1985).

Na correção de forma e defeitos na chapa, o passe de encruamento melhora a planicidade do material e diminui ou elimina as imperfeições presentes na superfície da chapa. No caso de materiais que não envelhecem, como os aços IF, não se verifica a necessidade imediata de processamento na laminação de encruamento. Entretanto, a laminação de encruamento é vital no processo final de produção desses aços não apenas para correção de forma e de defeitos, mas também para proporcionar acabamento superficial superior e textura superficial (Green, 2002). Além disso, o IF pode ser produzido para atender graus de estampagem inferiores, e uma das formas é a produção com laminação de encruamento.

Em relação aos efeitos, a laminação de encruamento nos aços IF diminui o alongamento total e aumenta o limite de escoamento (Abe et al., 1991), como se pode ver na figura 3.24. No caso do LE, a laminação de encruamento de 0,2% em aços IF aumenta em torno de 20N/mm² essa propriedade mecânica (Bleck et al., 1986).

Em trabalho de Muschenborn et al. (1978), em que um aço IF-Ti sofreu vários passes de encruamento variando de 2 a 10%, em laminador de laboratório, constatou-se, também, um expressivo aumento do limite de escoamento e uma pequena diminuição do alongamento e do valor n . Entretanto, o limite de resistência e o coeficiente r não se alteraram significativamente com essa variação no grau de encruamento. No caso do coeficiente r , esse trabalho está de acordo com Kawase et al. (1985) para aços IF; porém, para aço acalmado ao alumínio, o coeficiente r diminui com o encruamento conforme figura 3.25.

Após a laminação de encruamento, o material vai para linha de acabamento ou galvanização mais acabamento. Entretanto, pode apresentar defeitos superficiais (ondulação, marcas de cilindro, amassados provocados durante o manuseio, rugosidade inadequada e alguns outros) que são identificados antes, durante ou após a linha de acabamento. A fim de corrigir esses defeitos, caso sejam passíveis de correção, o material pode ser reprocessado no laminador de encruamento, operação que será denominada relaminação de encruamento ou repasse no encruamento. O repasse no encruamento pode, entretanto, prejudicar as propriedades mecânicas (devido à redução imposta para a correção dos defeitos citados anteriormente) inviabilizando, assim, sua posterior aplicação.

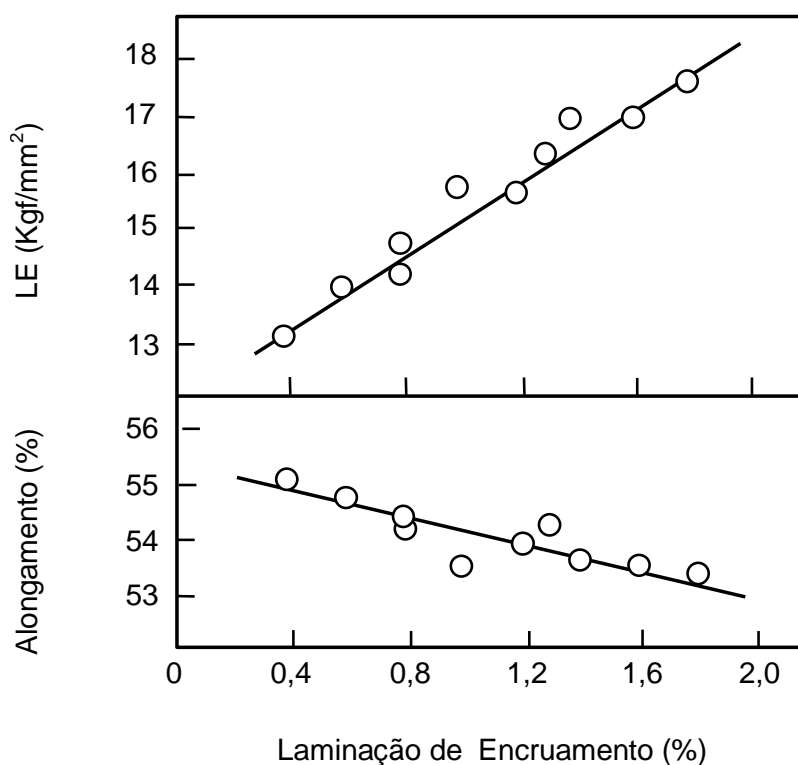


Figura 3.24 - Efeito da redução na laminação de encruamento sobre o alongamento e no limite de escoamento de um aço IF-TiNb ($C=0,0025\%$, $Ti=0,030\%$, $Nb=0,006\%$, temperatura de recozimento igual a $850^{\circ}C$), (ABE,1991).

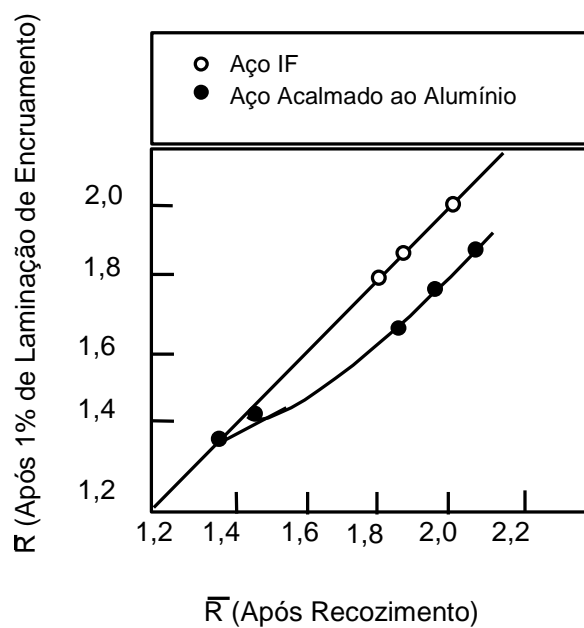


Figura 3.25 - Valores de R médio do aço IF e do aço acalmado ao alumínio após o recozimento e após a laminação de encruamento de 1,0% (KAWASE, 1985).

3.6 Medições de propriedades mecânicas, estampabilidade e valor BH

3.6.1 Ensaio de tração

O teste de tração é utilizado, muitas vezes, como um método para a avaliação da estampabilidade de chapas metálicas. Ele ocupa posição de destaque nos ensaios mecânicos por auxiliar na caracterização e na avaliação do comportamento de materiais em face de solicitações mecânicas, além de ser um teste de fácil execução.

Em um teste de tração, geralmente se determinam as seguintes propriedades básicas: limite de resistência, limite de escoamento, alongamento uniforme e alongamento total.

- Limite de resistência

O limite de resistência (LR) à tração é definido como a tensão à mais alta carga atingida durante o ensaio. Como se sabe, o LR convencional é diferente do LR real (tensão real é maior do que tensão convencional). Portanto, há um erro no LR convencional, mas que ainda vem sendo usado com resultados úteis para a avaliação das propriedades mecânicas (Cintra, 1975).

- Limite de escoamento

O limite de escoamento (LE) é um dos dados mais úteis e significativos na avaliação da estampabilidade e, para a boa estampabilidade da chapa, é desejável que ele seja baixo, dentro de certos limites (Cintra, 1975). Deseja-se o LE baixo para que a chapa sofra deformações permanentes mais cedo durante a estampagem, isto é, não exija esforço demasiado do punção, o que poderia ocasionar rupturas ou flambagem. Entretanto, o LE não deve ser demasiadamente baixo para não produzir peças sem rigidez. Aços com baixo LE deformam-se facilmente em compressão, pois há menos tendência para formar enrugamentos em tração-compressão na estampagem de peças em forma de leque ou taça (Cintra, 1975).

- Alongamento

O alongamento é uma importante propriedade na avaliação da ductilidade no estiramento; é desejado que ele seja o mais elevado possível desde que os demais requisitos de propriedade mecânica sejam satisfeitos (Cintra, 1975). O alongamento uniforme é mais representativo e correto que o alongamento total para avaliar a estampagem (Cintra, 1975). As propriedades básicas obtidas no teste de tração citadas anteriormente apresentam pouca correlação estatística com a avaliação do desempenho dos materiais durante a

estampagem. Entretanto, outras propriedades (determinadas a partir do ensaio de tração, que serão explicadas mais adiante) têm-se mostrado bons parâmetros avaliadores da estampabilidade de chapas finas de aço. Podem ser destacados a razão elástica, o coeficiente r e o expoente de encruamento (n) de, (Lorente, 1980).

A razão do limite de escoamento para o limite de resistência denominada razão elástica é o indicativo da conformabilidade do material. Um baixo valor para a razão elástica prenuncia uma maior capacidade de encruamento do material e uma maior ductilidade, fatores que irão contribuir para uma maior capacidade de estiramento (Melo, 1990).

3.6.2 Coeficiente R de Anisotropia

Há duas formas segundo as quais uma característica ou propriedade de um material se comporta em relação à direção em que ele é ensaiado. Uma é a isotropia, que é quando o material se comporta de igual forma em qualquer direção; a outra é a anisotropia, que ocorre quando o material não se comporta igualmente em todas as direções.

A anisotropia em materiais sob a forma de chapas provém de três fatores: tensões internas, linhas de segregação (fibragem mecânica) e textura cristalográfica (Gonçalves, 1971) e pode ser do tipo planar ou normal. A primeira acontece quando a anisotropia ocorre no plano da chapa, e a segunda, quando ela ocorre na direção da espessura da chapa.

A anisotropia é medida através do coeficiente r , que é a razão entre a deformação no sentido da largura (ε_w) e a deformação no sentido da espessura (ε_t) de um corpo de prova num teste de tração convencional a uma deformação da ordem de 15 a 20% na direção do comprimento:

$$R = \varepsilon_w / \varepsilon_t \quad (3.3)$$

onde ε_w e ε_t são deformações verdadeiras na largura e espessura, respectivamente.

Como a deformação na direção da espessura é de difícil medição, além de apresentar erros relativamente maiores, utiliza-se a deformação longitudinal. Sabendo-se que o volume se conserva durante a deformação plástica. Deduz-se que:

$$R = \frac{\ln\left(\frac{w_0}{w_f}\right)}{\ln\left(\frac{l_0 w_0}{l_f w_f}\right)} \quad (3.4)$$

onde:

W_0 e W_f são, respectivamente, a largura inicial e final;

L_0 e L_f são, respectivamente, o comprimento inicial e final.

Os corpos de prova para o teste de tração são retirados da chapa fazendo os ângulos 0° , 45° e 90° com a direção de laminação, fornecendo as seguintes informações, conforme Almeida (1987):

- (1) $R_0 = R_{45} = R_{90} = 1$: isotropia total;
- (2) $R_0 = R_{45} = R_{90} \neq 1$: isotropia planar e anisotropia normal pura;
- (3) $R_0 \neq R_{45} \neq R_{90} \neq 1$: anisotropia planar e normal.

Em geral, o caso (3) é o mais comum, e praticamente não é possível obter um material apenas com anisotropia normal. A anisotropia normal é tomada como a média nas três direções, isto é:

$$r_m = \frac{1}{4}(R_0 + 2R_{45} + R_{90}) \quad (3.5)$$

A anisotropia normal é descrita pelo valor do r

A anisotropia planar, constatada experimentalmente, é descrita por:

$$\Delta R = \frac{1}{2}(R_0 - 2R_{45} + R_{90}) \quad (3.6)$$

O valor de ΔR indica a tendência a formação de orelhamento. Um valor de ΔR positivo indica a formação de orelhas a 0° e 90° com a direção de laminação, enquanto um ΔR negativo leva à formação de orelhas a 45° em relação à direção de laminação (Jonas, 1994).

Um alto valor de R médio é indicativo de que, depois de estirado, o material aumenta consideravelmente na largura, enquanto sua espessura não diminui tanto. Isso indica que ele tem grande resistência ao afinamento; conseqüentemente, é adequado para suportar esforços biaxiais de tração e, evidentemente, exige menor esforço na estampagem profunda (Almeida, 1987).

Nesse contexto, os aços utilizados para estampagem profunda devem apresentar isotropia planar, isto é, homogeneidade na resistência ao fluxo plástico no plano da chapa, a fim de evitar o orelhamento, mas ao mesmo tempo devem apresentar anisotropia normal, ou seja, máximo fluxo plástico no plano da chapa e máxima resistência ao fluxo ao longo da espessura, para evitar a ocorrência de afinamentos localizados.

3.6.3 Expoente de encruamento n

O resultado do ensaio de tração convencional é geralmente expresso pela curva tensão *versus* deformação. Pode-se ainda representá-lo utilizando a curva tensão verdadeira (σ) *versus* deformação verdadeira (ϵ), cuja interpretação pode levar a importantes conclusões sobre o comportamento intrínseco do material.

Equações que se ajustam a curva tensão verdadeira *versus* deformação verdadeira têm sido propostas por vários autores. No entanto, são empíricas e se atêm, em geral, ao modelo que se ajusta melhor ao formato da curva. Como exemplo, tem-se a equação de Hollomon, equação [3.7], que é a mais utilizada devido à sua simplicidade e à facilidade de determinação do coeficiente de encruamento (n) e K , constante plástica de resistência

$$\sigma = K\epsilon^n \quad (3.7)$$

Através dos cálculos mostrados abaixo, pode-se calcular o valor n da equação de Hollomon através do valor de deformação no ponto de carga máxima, denominado alongamento uniforme, a partir do qual se inicia a deformação localizada ou estricção. No entanto, a grande dificuldade, como se pode ver na figura 3.26 e (que é típica de aços baixo e ultrabaixo carbono), é que a curva tensão deformação é extremamente suave nas proximidades da carga máxima; por isso, fica bastante difícil a localização exata do ponto correspondente ao alongamento uniforme.

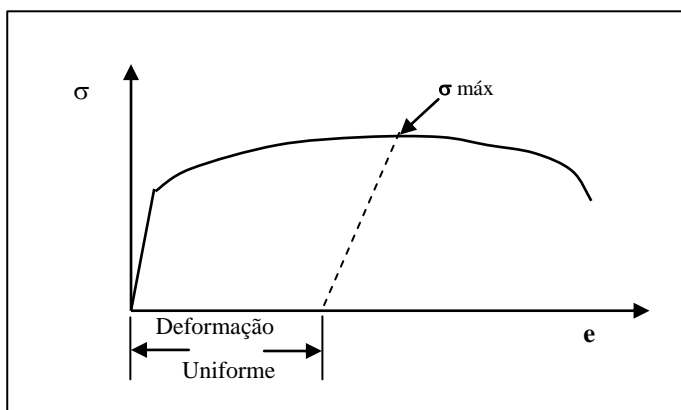


Figura 3.26– Curva Tensão versus deformação no teste de tração.

Em $\sigma_{\text{máx}}$ ocorre o início da estrição

$$\sigma_{\text{máx}} \Rightarrow d\sigma = 0;$$

Por outra parte, $\sigma = P/A_0$

onde P =carga instantânea e A_0 é a área da seção transversal inicial.

Portanto, $d\sigma = 0 \Rightarrow dP = 0;$

$$dP = d(\sigma A) = \sigma dA + A d\sigma = 0$$

$$\sigma = - (A/dA) d\sigma = d\sigma / (-dA/A) \quad (3.8)$$

Sendo o volume ($V = A L$) constante:

$$dV = AdL + LdA = 0$$

$$dL/L = -dA/A \quad (3.9)$$

De 3.8 e 3.9 temos;

$$\sigma = d\sigma / (dL/L)$$

Se σ é expressa pela equação de Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$), então resulta:

$$d\sigma/d\varepsilon = K n \varepsilon^{n-1}$$

No instante da estrição

$$\sigma_U = (d\sigma/d\varepsilon) \varepsilon_U$$

$$K \varepsilon_U^n = K n \varepsilon_U^{n-1} \Rightarrow \varepsilon_U^n = n \varepsilon_U^{n-1} \Rightarrow \varepsilon_U = n.$$

Outro método para calcular n consiste em tomar a forma logarítmica da equação de Hollomon e plotar em um gráfico os valores de $\ln(\sigma)$ versus $\ln(\varepsilon)$. Assim obtém-se o n através da inclinação da curva e o K através da interseção com o eixo das ordenadas. Esse método resulta em um tempo bastante grande em cálculos para se encontrar o n , apesar de ser mais preciso que o anterior. Também, pode-se utilizar o método de Nelson e Winlock (1949), para determinar o n . Esse método utiliza, dois pontos da curva tensão-deformação

convencional e calcula o índice n (equação 1.6). O primeiro ponto corresponde à carga máxima (P_u) e ao alongamento uniforme (e_u). O segundo ponto pode ser qualquer um que esteja no trecho da curva tensão versus deformação que corresponde a uma deformação inferior a e_u . A esse ponto de carga (P_2) e alongamento (e_2) correspondem às tensões e deformações convencionais σ_2 e e_2 .

$$\frac{P_u}{P_2} = \frac{(1+e_2)}{(1+e_u)} \left(\frac{n}{\ln(1+e_2)} \right)^n \quad (3.10)$$

Tendo em vista a equação [3.10], fixando-se um valor para e_2 , pode-se determinar n em função do quociente P_u/P_2 . P_u e P_2 podem ser facilmente determinados no gráfico convencional tensão-deformação, assim como e_2 . Para a escolha do valor pré-fixado de e_2 , é preciso considerar que e_2 deve estar distante do ponto de carga máxima. Além disso, ele deve estar distante do limite de escoamento por dois motivos: primeiro, para evitar a correção decorrente da deformação elástica; segundo, porque, para baixas deformações, as curvas logarítmicas tensão-deformação desviam-se em muitos casos de linhas retas (em geral isso acontece para deformações menores que 5%) (Gonçalves,1971). Portanto, o valor de e_2 fica limitado entre 5 e 12%.

Como a anisotropia planar altera as curvas tensão-deformação dependendo da direção em que se realiza o ensaio, realiza-se o teste em três direções diferentes e toma-se o valor médio. Em analogia com o valor R , tomam-se corpos de prova a 0° , 45° e 90° em relação à direção de laminação e tem-se:

$$n \text{ médio} = \frac{1}{4} (n_0 + 2n_{45} + n_{90}) \quad (3.11)$$

que determina o valor médio do coeficiente n de encruamento ou de endurecimento por deformação.

A equação de Hollomon é considerada satisfatória para os aços carbono, sendo adotada por quase todos os autores e entidades de vários países, inclusive o *International Deep Drawing Research Group* (IDDRG). No entanto, ela não descreve satisfatoriamente o comportamento de alguns materiais em tração como, por exemplo, materiais que sofrem mudança de fase por deformação (aços tipo "TRIP" e alguns inoxidáveis austeníticos) conforme Klein (1980) e Melo (1990).

O coeficiente n é uma medida da capacidade de encruamento do material e, portanto, de distribuir mais uniformemente as deformações por toda a peça (Bresciani, 1991). Logo,

desejam-se altos valores de n para a conformação de chapas. Além disso, o n está associado à deformação sofrida para o ponto de carga máxima, ou seja, o ponto de estrição e , quanto mais o valor n cresce, maior é a deformação uniforme, e o material pode deformar mais, sem alcançar a estrição. Assim, um material que tenha um baixo n , quando submetido a uma operação de estiramento, atinge o alongamento uniforme rapidamente; as deformações localizadas (ou instabilidades plásticas) iniciam-se cedo. Já um material que tenha um índice n elevado endurece rapidamente por deformação, transmitindo, para as partes vizinhas à mais deformada, os esforços a que está sujeita. Dessa forma, pode deformar-se uniformemente por um período mais longo que o primeiro, retardando o aparecimento dessas deformações localizadas.

O coeficiente de encruamento n decresce com o aumento da concentração de solutos substitucionais, com a diminuição do tamanho de grão e com aumento da fração volumétrica de alguns tipos de segunda fase (Leslie, 1982).

Sabe-se que o sistema de esforços e deformação numa operação de estiramento é biaxial. Assim, sob a condição biaxial, a instabilidade plástica aparece, dependendo de inúmeros fatores, sob a condição de estrição “difusa” ao invés de estrição localizada (como no ensaio de tração), aumentando, então, a possibilidade de o material se deformar sob condições não-uniformes.

Até a deformação uniforme pode-se considerar que há uma certa semelhança entre o comportamento uniaxial e biaxial. Entretanto, vários trabalhos assumem que a capacidade de estiramento é perfeitamente relatada pelo coeficiente n . com perfeita semelhança, porque esse valor é medido pelo ensaio uniaxial de tração. Porém, como a deformação uniforme vai até o início da estrição, o *valor n* valor não pode ser interpretado como a capacidade de estiramento sem considerar a contribuição do estiramento após essa deformação uniforme, ou melhor, sem considerar essa estrição citada anteriormente. Logo, a afirmação desses trabalhos não é totalmente correta (Muschenborn, 1978).

4 METODOLOGIA

Neste capítulo serão abordados aspectos relativos ao processamento dos aços ultra baixos carbono microligados ao Nb com característica bake hardenability (UBC-BH). Será mostrada a metodologia utilizada para a caracterização do aço em relação às suas propriedades mecânicas (ensaios mecânicos), microestrutura (microscopia ótica), e às características de envelhecimento (índice BH).

O material foi processado em escala industrial até a laminação a frio. Em seguida, foram retiradas amostras na saída do laminador a frio da linha de laminação a frio nº 2 da USIMINAS. As amostras retiradas foram enviadas ao centro de pesquisa para execução da metodologia a seguir.

4.1 Processamento em escala industrial

Foi selecionada a corrida 557006 de aço UBC – BH. A tabela a seguir mostra a faixa de composição química típica do aço estudado.

Tabela IV. 1 – Faixa de composição típica de um aço UBC - BH (% peso)

C _{Total}	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Nb
0,0013	≤ 0,030	0,20	≤ 0,035	≤ 0,020	0,040	≤ 0,0040	≤ 0,0025	≤ 0,010
a		a			a			
0,0030		0,35			0,090			

O material proveniente da aciaria foi encaminhado para os fornos de reaquecimento. Nestes fornos, as placas foram aquecidas a uma temperatura de cerca 1250°C.

Em seguida, a placa com 250 mm de espessura, seguiu para o laminador desbastador para ser laminada até a espessura de 28 a 34 mm. Esta operação é feita em área composta de uma caixa de descarepação e dois laminadores desbastadores, reversíveis de uma cadeira. Seguindo o fluxo, o material foi enviado ao trem acabador de 6 cadeiras, onde foi laminado até a espessura visada de 3,20 mm. Para o material em questão, foi objetivada uma temperatura de acabamento de cerca de 910°C.

Após a última cadeira do laminador de tiras a quente e antes do bobinamento, a tira recebe um resfriamento através de uma cortina de água visando atingir a temperatura de 730°C, temperatura de bobinamento visada deste aço.

A laminação a frio ocorreu na linha PLTCM (*Pickling Line Tandem Cold Mill*), que é uma linha contínua composta de uma decapagem acoplada ao laminador a frio contínuo de cinco cadeiras. Inicialmente, a bobina a quente foi decapada (isto é, foram removidos os óxidos formados após a laminação a quente) em tanques com ácido clorídrico e sua borda foi aparada. Já no laminador, a tira teve 81% de redução a frio com espessura final de 0,6 mm.

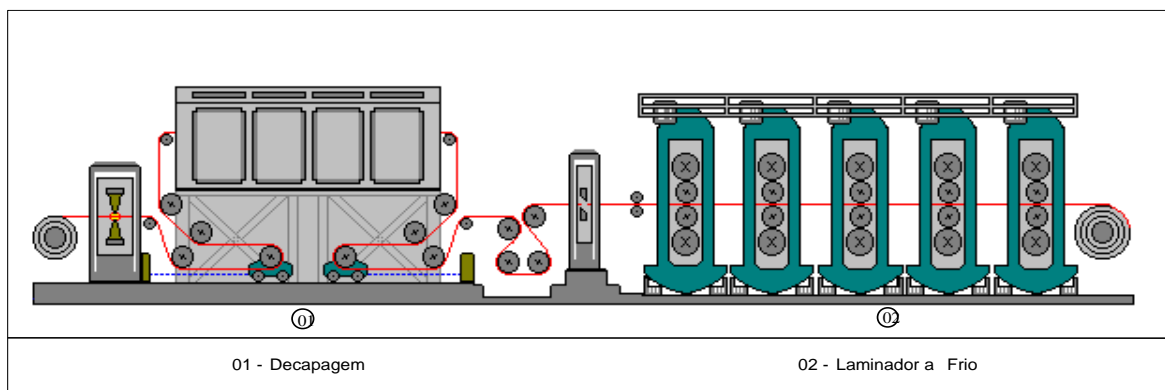


Figura 4.1 – Desenho esquemático do PLTCM mostrando a decapagem e laminação a frio

4.2 Caracterização dos Materiais

Após laminação a frio foram retiradas amostras da dimensão 500 mm X largura e enviadas para o centro de pesquisas para simulações das condições de encharque e variação da temperatura de superenvelhecimento.

A equação 4.1 foi utilizada para cálculo do carbono em solução sólida, que nada mais é que a quantidade de carbono total subtraída da quantidade de carbono combinado com o Nióbio:

$$C_{ss} = \% C_{Total} - (12/93 \times \%Nb) \quad (4.1)$$

O C_{ss} é a quantidade de carbono que não combinou com o Nióbio na forma de NbC, ou seja, propositalmente foi inserido no material uma quantidade menor de nióbio que a necessária para reagir com o carbono, resultando com isto em carbono em solução sólida.

Após a retirada das amostras, foram usinados 30 corpos de prova retirados na direção transversal ao sentido de laminação, 10 retirados a 45° e mais 10 retirados na direção longitudinal para simulações na Gleeble modelo 3500. Os corpos de prova utilizados nessas simulações foram confeccionados nas dimensões de 50 mm x 150 mm, com dois furos passantes simetricamente posicionados em relação ao centro do corpo de prova, para fixação dos extensômetros. O esquema do CP utilizado está mostrado na figura 4.2.

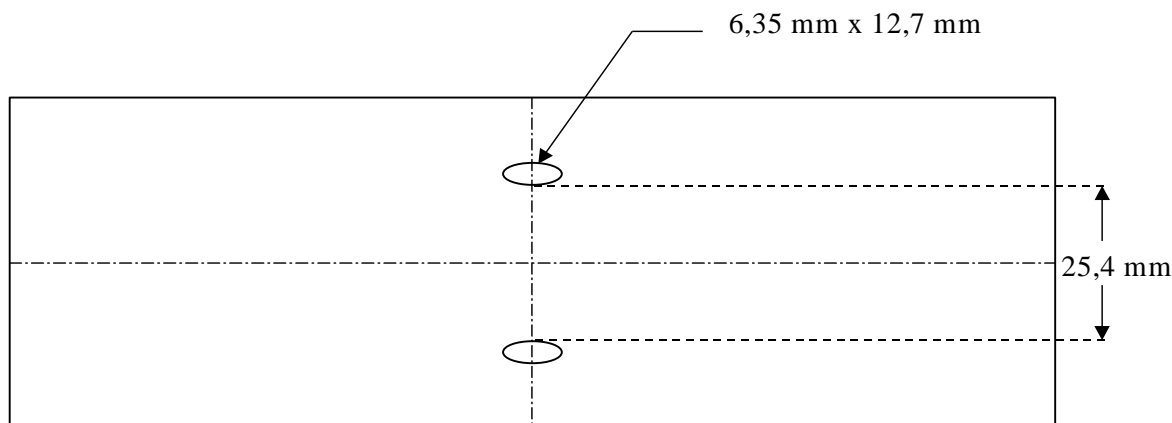


Figura 4.2 - Esquema do corpo de prova usado em simulações realizadas na Gleeble .

Após a confecção dos corpos-de-prova foi feita a simulação dos ciclos de recozimento contínuo no equipamento GLEEBLE modelo 3500. Foram simuladas as temperaturas de encharque do recozimento contínuo de 740°C, 770°C, 800°C e 830°C, mantendo-se constante a temperatura de superenvelhecimento em 410°C. Em seguida, foram feitas simulações de quatro diferentes temperaturas de superenvelhecimento 350°C, 380°C, 410°C e 440°C, fixando-se a temperatura de encharque em 800°C. A figura 4.3 mostra o simulador de recozimento contínuo Gleeble utilizado neste experimento e a figura 4.4 mostra o ciclo de forma esquemática.



Figura 4.3 Fotografia do simulador de recozimento contínuo Gleeble

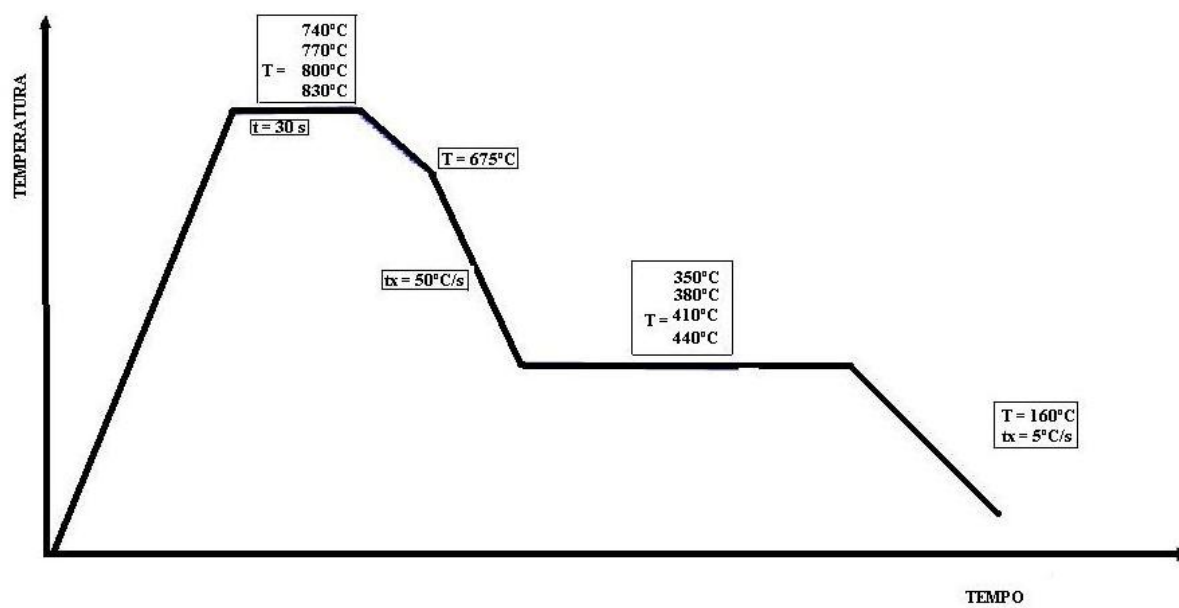


Figura 4.4 Ciclo térmico de recozimento utilizado no experimento

Após as simulações dos ciclos térmicos de recozimento contínuo, foram realizadas sete diferentes reduções na laminação de encruamento no laminador piloto do centro de pesquisas em amostras extras para definir o melhor passe de encruamento a ser aplicado no restante das amostras do experimento. Foram aplicadas as seguintes reduções 0% – 1,0% – 1,2% – 2,0% – 3,0%- 4,0 % e 5,0% . A figura 4.5 mostra o laminador piloto.



Figura 4.5- Fotografia do laminador piloto do centro de pesquisas

Em seguida foram confeccionados 21 corpos-de-prova (três para cada passe de encruamento) e foram realizados ensaios de tração para determinar em qual passe de encruamento o patamar de escoamento definido foi extinto. Os ensaios de tração foram conduzidos conforme norma ASTM A 370 -2009 sub size em máquina INSTRON eletromecânica, com capacidade de 10t .

Após essa etapa, foram realizadas as laminações de encruamento, com o passe de encruamento adequado em 28 corpos de prova provenientes da Gleeble. Foram avaliados 7 diferentes ciclos de recozimento, e para cada ciclo foram avaliadas 2 amostras na direção transversal, para determinação do valor BH e das propriedades mecânicas em tração, 1 amostra retirada na direção longitudinal e uma amostra a 45° para avaliação do coeficiente R e do expoente de encruamento n.

Com as sobras das amostras da Gleeble em que foram retirados os corpos de prova de tração, foram realizadas análises metalográficas para avaliação do tamanho de grão ferrítico. As análises foram realizadas com a utilização de um microscópio ótico, as amostras analisadas foram atacadas com NITAL. Foi utilizado um analisador de imagens do tipo QUANTIMET 600 HR. A determinação foi realizada utilizando método dos interceptos de acordo com a norma ASTM-E 112.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Definição do passe de encruamento utilizado

O aço estudado foi da corrida 557006 produzida em escala industrial na Usiminas. Na tabela V.1 segue a análise química da corrida do material em questão.

Tabela V.1 – Análise química da corrida 557006 e da amostra laminada a frio.

% em massa	C _{Total}	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Nb	Css
Corrida	0,0023	0,02	0,29	0,024	0,012	0,072	0,0024	0,0011	0,008	0,0013

Foram confeccionadas as amostras de 50 X 150 mm para a simulação dos ciclos térmicos de recozimento contínuo na Gleeble. Foram confeccionados sete corpos-de-prova a mais para definição do passe de encruamento mais adequado para ser utilizado no experimento, ou seja a quantidade de deformação deve ser suficiente para eliminar o patamar de escoamento definido (inserindo deslocamentos móveis no material responsáveis para dar o efeito BH) e não encruar demais o material. Em cada CP da Gleeble foram usinados três corpos-de-prova de tração para que os ensaios fossem realizados em triplicata. Os resultados podem ser vistos na tabela V.2 e nas figuras 5.1 e 5.2. O ciclo de recozimento escolhido foi o padrão com temperatura de encharque de 800°C e de temperatura de superenvelhecimento de 410°C

Tabela V.2 – Valores de LE e % patamar de escoamento em função do passe de encruamento

Passe de encruamento (%)	LE (MPa)	Média (LE)	Patamar de escoamento (%)	Média patamar(%)
0	252	261,7	6,3	7,4
	275		7,6	
	258		8,2	
1	231	228,3	0,5	0,6
	224		0,8	
	230		0,6	
1,2	220	224,0	0,2	0,3
	225		0,2	
	227		0,4	
2	247	252,0	0,1	0,0
	257		0	
	252		0	
3	290	300,3	0	0,0
	307		0	
	304		0,1	
4	332	327,7	0	0,0
	331		0	
	320		0	
5	339	351,3	0	0,0
	362		0	
	353		0	

Inicialmente tinham sido aplicados os seguintes passes de encruamento 0% - 1- 2 -3 - 4 e 5%. Como o provável valor do passe de encruamento ficou entre 1% e 2% e havia uma amostra a mais, resolveu-se testar também o valor de 1,2 %

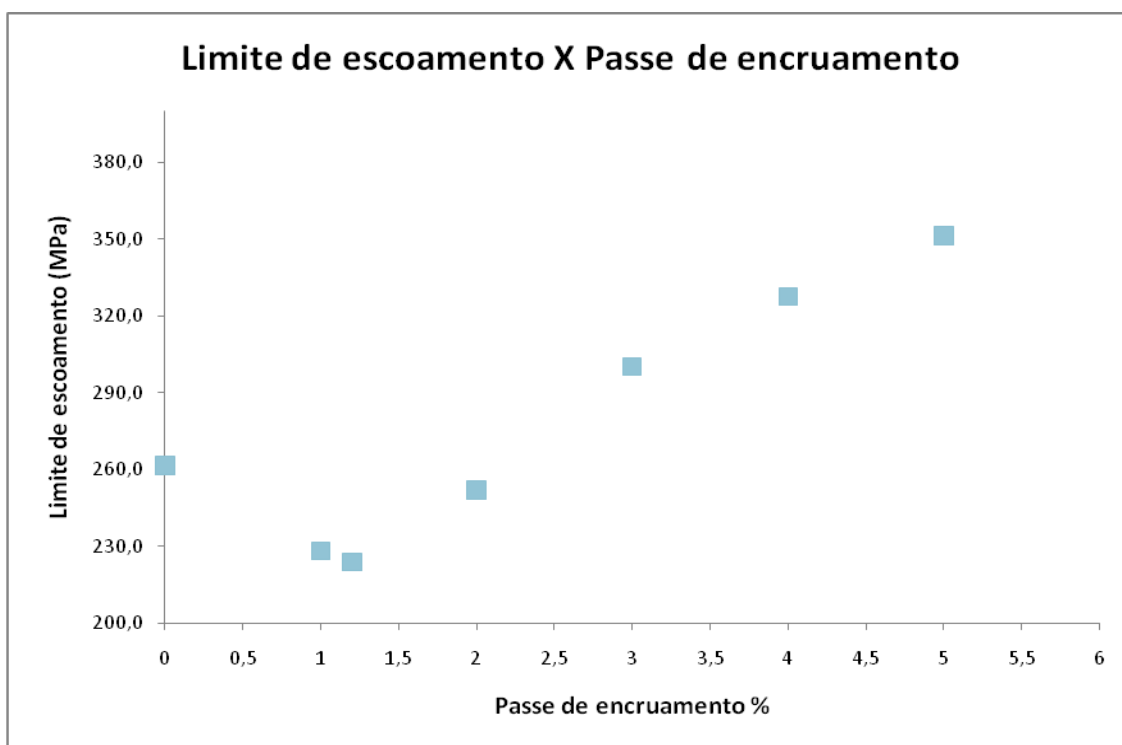


Figura 5.1 – Variação do Limite de escoamento versus passe de encruamento

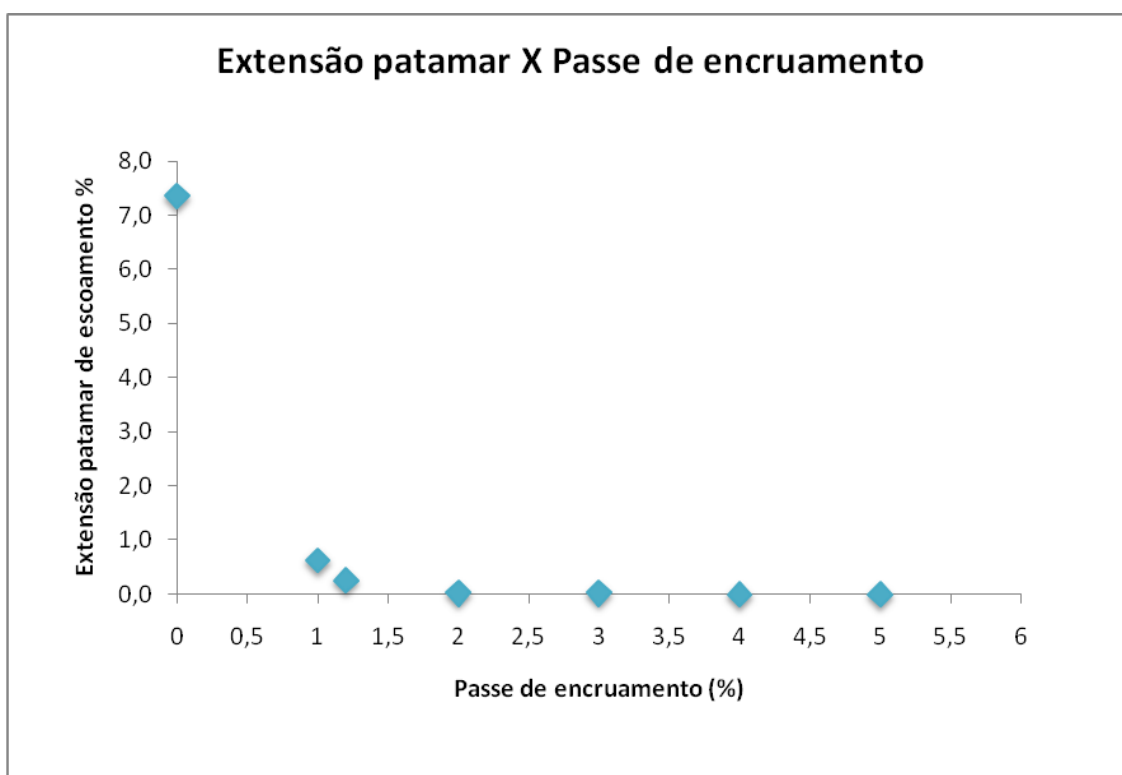


Figura 5.2 – Variação da extensão do patamar de escoamento versus passe de encruamento

Analisando os resultados da figura 5.1 verifica-se que o limite de escoamento sofre uma queda entre o valor de 0% e cerca de 1,4 % e depois ele começa a aumentar. Conforme

descrito em literatura (Pinto, 1985; Pargamonov, 1987), inicialmente o aço não apresenta deslocamentos móveis, pois todas foram aprisionadas pelo carbono em solução sólida (atmosfera de Cottrell). Sendo mais difícil a deslocamento se mover, o limite de escoamento do material aumenta. A medida que o alongamento vai aumentando, aumenta-se a densidade de deslocamentos e conseqüentemente são introduzidas deslocamentos móveis no material. Quando o material apresenta certa quantidade de deslocamentos móveis o limite de escoamento cai pois fica mais fácil as deslocamentos se moverem, e o patamar de escoamento definido desaparece (figura 5.2) A medida que a deformação aumenta (acima de 1,4%) a densidade de deslocamentos aumenta demais e o aço começa a ter o limite de escoamento mais alto pelo efeito do encruamento. Sendo assim, foi escolhido o patamar de encruamento de 1,4%.

5.2 Evolução das propriedades mecânicas e estampabilidade

As tabelas a seguir, apresentam os valores de propriedades mecânicas em tração (limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total). Na tabela V.3 estão os valores para a variação da temperatura de superenvelhecimento e mantendo a temperatura de encharque fixa em 800°C. Na tabela V.4 estão os valores para a variação na temperatura de encharque e mantendo a temperatura de superenvelhecimento fixa em 410°C

Tabela V.3 – Propriedades Mecânicas para diferentes temperaturas de superenvelhecimento.

Amostra	SE = 350°C				
CP	LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	220	333	40,2	0,155	1,643
T2	229	339	41,6		
T3	225	336	39,8		
Média	224,7	336,0	40,5		
Amostra	SE = 380°C				
CP	LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	230	343	38,5	0,158	1,632
T2	225	335	41,7		
T3	227	338	38,9		
Média	227,3	338,7	39,7		
Amostra	SE = 410°C				
CP	LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	227	340	38,9	0,16	1,662
T2	220	336	42,7		
T3	224	337	40,8		
Média	223,7	337,7	40,8		
Amostra	SE = 440°C				
CP	LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	227	337	43,4	0,17	1,673
T2	225	332	40,6		
T3	224	340	40,9		
Média	225,3	336,3	41,6		

Tabela V.4 –Propriedades Mecânicas para diferentes temperaturas de Encharque.

Amostra	Ench=740				
CP	LE(Mpa)	LR(Mpa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	235	340	37,9	0,151	1,637
T2	232	338	41,6		
T3	237	345	36,6		
Média	234,7	341	38,7		
Amostra	Ench=770				
CP	LE(Mpa)	LR(Mpa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	233	340	41,7	0,159	1,667
T2	230	339	40,9		
T3	228	338	39,7		
Média	230,3	339	40,7		
Amostra	Ench = 800				
CP	LE(Mpa)	LR(Mpa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	227	340	38,9	0,16	1,662
T2	220	336	42,7		
T3	224	337	40,8		
Média	223,7	337,7	40,8		
Amostra	Ench = 830				
CP	LE(Mpa)	LR(Mpa)	Al(%)	n	Rmédio
T1	215	333	39,6	0,174	1,793
T2	220	333	42,2		
T3	223	334	40,9		
Média	219,3	333,3	40,9		

As variações nas propriedades mostradas nas tabelas V.3 e V.4 são apresentadas graficamente nas figuras 5.3 a 5.12, utilizando os valores médios.

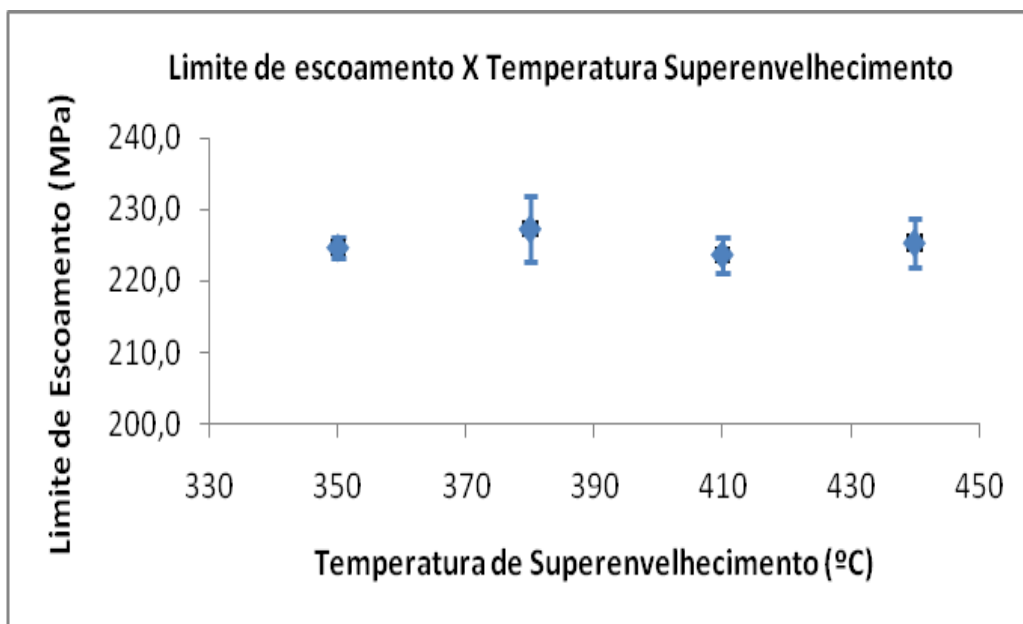


Figura 5.3- Limite de escoamento versus temperatura de superenvelhecimento

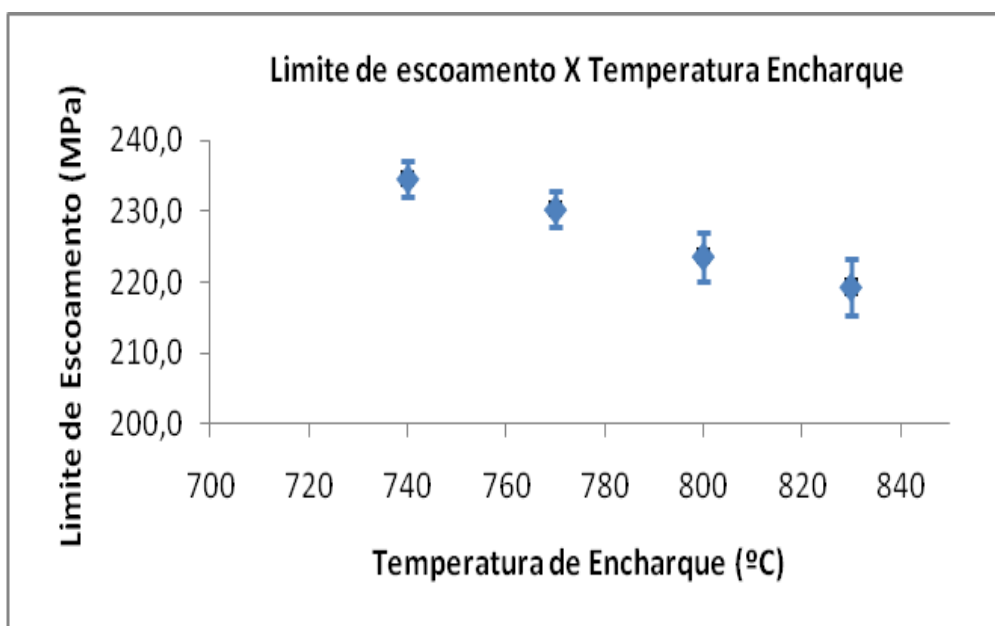


Figura 5.4- Limite de escoamento versus temperatura de encharque

De uma maneira geral, a variável limite de escoamento é mais sensível à variação da temperatura de encharque. Com relação à temperatura de superenvelhecimento, o LE variou em menor intensidade. .

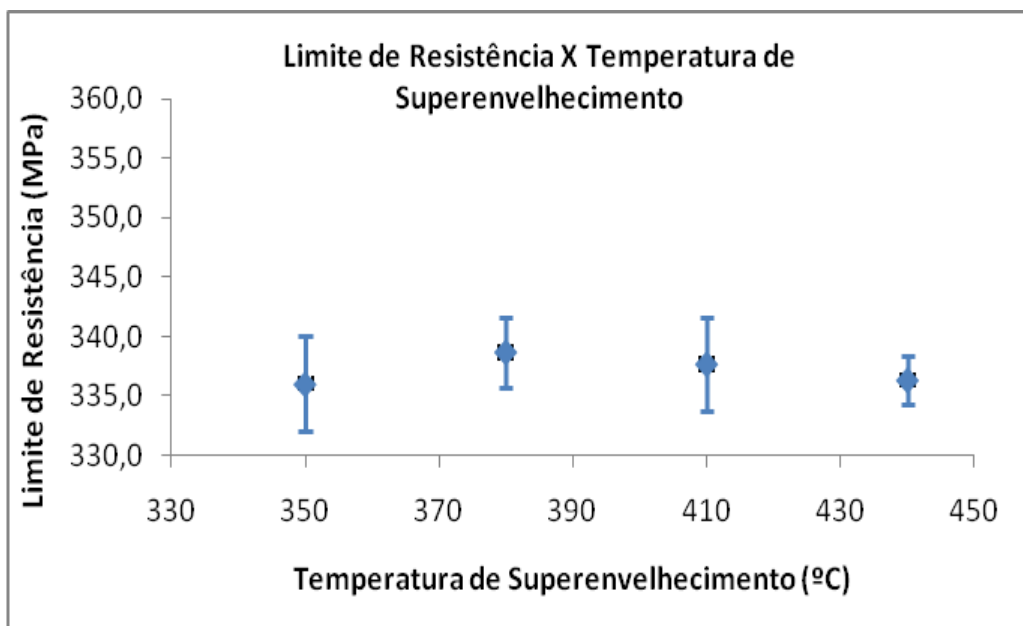


Figura 5.5- Limite de Resistência versus Temperatura de Superenvelhecimento

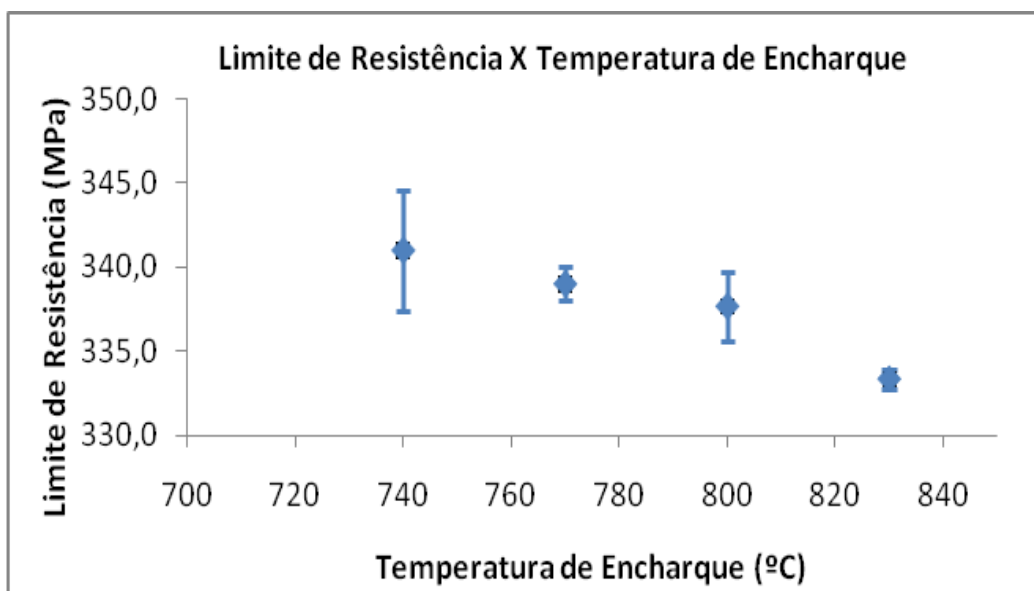


Figura 5.6- Limite de Resistência versus Temperatura de Encharque

Como pode ser visto nas figuras 5.5 e 5.6, o limite de resistência seguiu a mesma tendência do limite de escoamento.

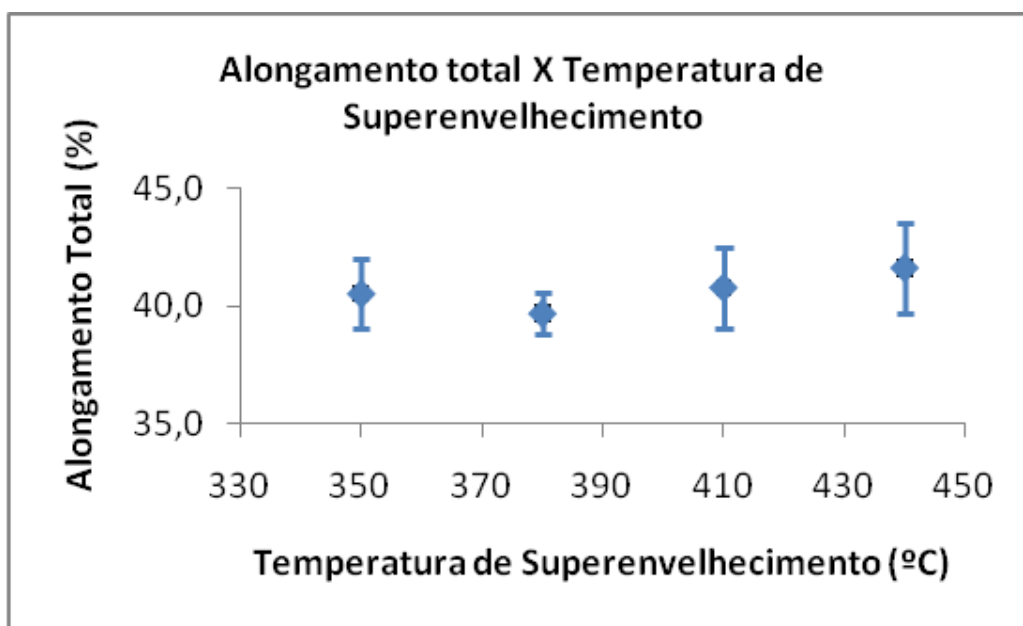


Figura 5.7- Alongamento total versus Temperatura de Superenvelhecimento

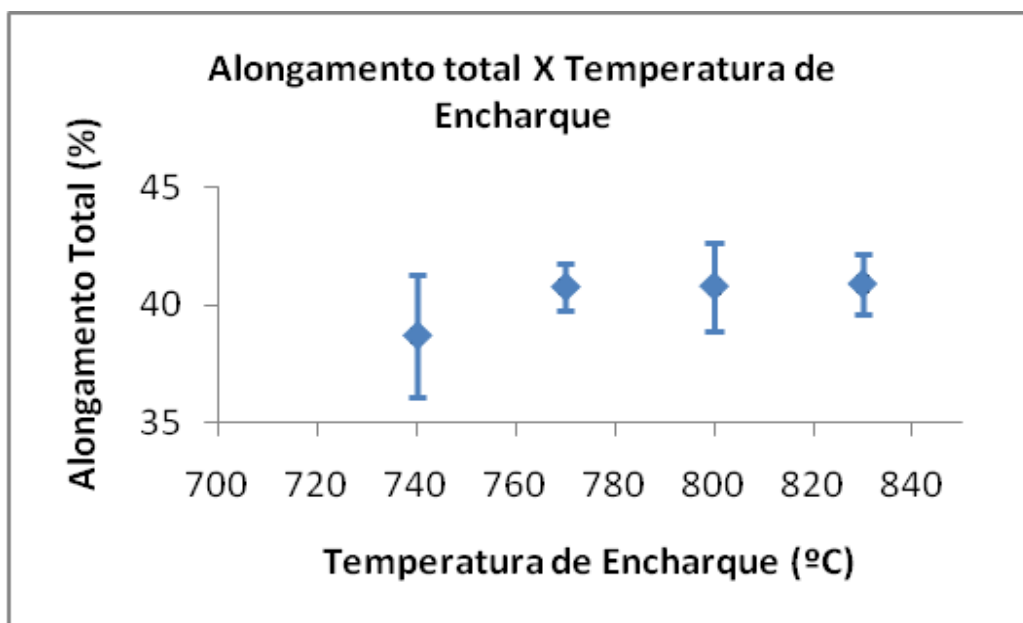


Figura 5.8- Alongamento total versus Temperatura de Encharque

O alongamento total praticamente não variou com as temperaturas de superenvelhecimento e encharque.

De uma maneira geral, os resultados estão coerentes com a literatura, conforme Bhattacharya et al. (1990), Strugala et al. (1992), e Barbosa (2001). Com o aumento da temperatura de encharque ocorre coalescimento de precipitados sendo assim observados redução do limite de escoamento e resistência e aumento no alongamento total. Porém

com relação ao alongamento total, para a faixa de temperatura estudada não foram observadas maiores alterações.

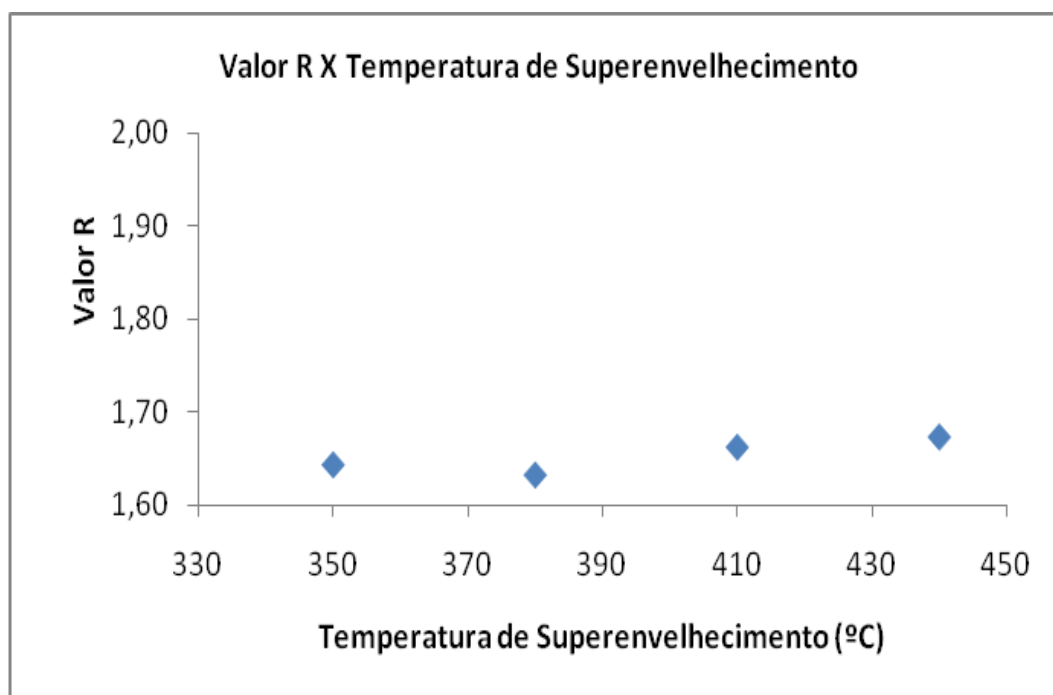


Figura 5.9- Valor R médio versus temperatura de superenvelhecimento

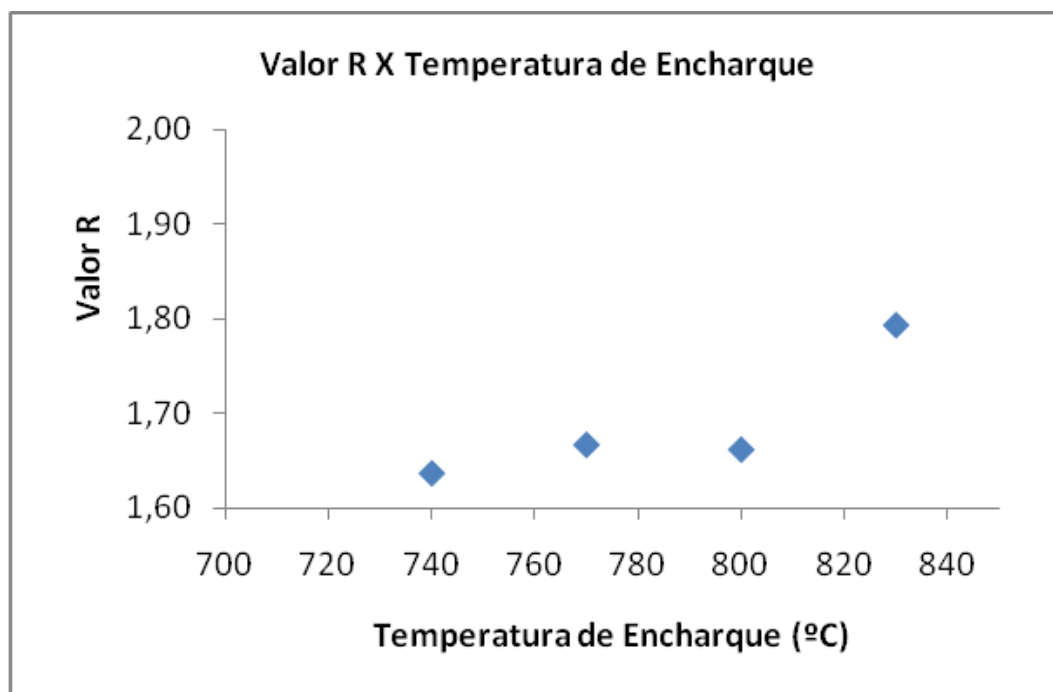


Figura 5.10- Valor R médio versus temperatura de encharque

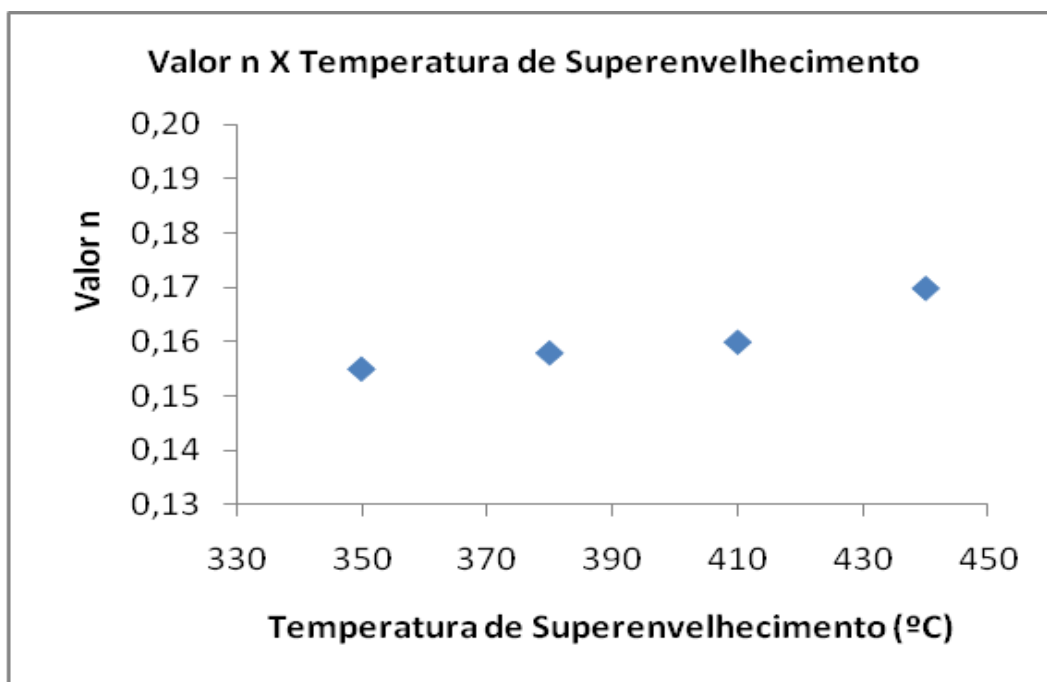


Figura 5.11- Valor n médio versus Temperatura de superenvelhecimento

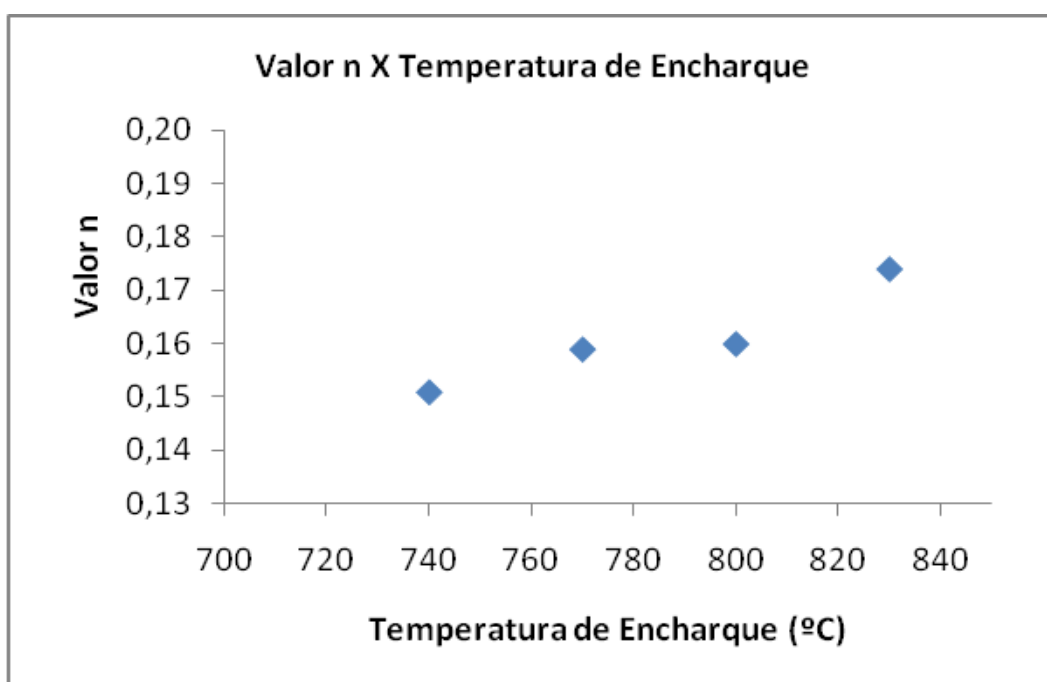


Figura 5.12- Valor n médio versus temperatura de encharque

De uma maneira geral os valores R e n aumentaram com o aumento da temperatura de encharque (valores R e n mais altos facilitam a estampagem). Já com relação à temperatura de superenvelhecimento os valores desses parâmetros variaram muito pouco.

5.3 Evolução do Valor BH

As tabelas V.5 e V.6 apresentam os resultados de valor Bake hardening com a variação das temperaturas de superenvelhecimento e encharque respectivamente. Para o cálculo do valor BH foi realizado ensaio de tração e medição do limite de escoamento com pré deformação de 2%. Em seguida os CPs foram levados a um forno e mantidos na temperatura de 170°C por 20 minutos. Após esse procedimento foram realizados ensaios de tração novamente nos CPs tratados termicamente. O valor BH é a diferença entre o limite de escoamento após tratamento térmico e o valor do limite de escoamento com a pré deformação de 2%. As figuras 5.13 e 5.14 mostram os gráficos comparativos.

Tabela V.5—valores BH para diferentes temperaturas de superenvelhecimento

Amostra	SE=350		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	248	310	62
T2	252	302	50
T3	242	300	58
Média	247,3	304,0	56,7
Amostra	SE = 380		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	250	314	64
T2	252	310	58
T3	259	313	54
Média	253,7	312,3	58,7
Amostra	SE = 410		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	249	308	59
T2	248	303	55
T3	255	315	60
Média	250,7	308,7	58,0
Amostra	SE = 440		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	245	301	56
T2	250	304	54
T3	248	310	62
Média	247,7	305,0	57,3

Tabela V.6 – Valores BH para diferentes temperaturas de Encharque

Amostra	Ench=740		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	275	330	55
T2	283	333	50
T3	271	328	57
Média	276,3	330,3	54,0
Amostra	Ench=770		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	268	318	50
T2	260	312	52
T3	263	319	56
Média	263,7	316,3	52,7
Amostra	Ench = 800		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	249	308	59
T2	248	303	55
T3	255	315	60
Média	250,7	308,7	58,0
Amostra	Ench = 830		
CP	Tensão a 2%(MPa)	LE pós trat (MPa)	BH(MPa)
T1	240	303	63
T2	242	300	58
T3	245	315	70
Média	242,3	306	63,7

As figuras 5.13 e 5.14 mostram a variação do valor BH com a temperatura de superenvelhecimento e com a temperatura de encharque respectivamente. Conforme pode ser visto, o valor BH praticamente não sofre alterações com a temperatura de superenvelhecimento. De acordo com SAKATA (1994), quando o material é submetido à temperaturas na faixa de 600 a 800°C, ocorre intensa precipitação de NbC e conseqüentemente queda na quantidade de carbono em solução sólida. Sendo assim pode ocorrer uma forte queda no valor BH (ver figura 3.24). Para a faixa de temperatura avaliada praticamente não houve variação no valor BH confirmando o que foi investigado por SAKATA (1994).

Já com relação a temperatura de encharque, pode-se perceber observando a figura 5.14 que, quando a temperatura de encharque aumenta, há um aumento no valor BH. Conforme (MATIAS, 1991) o aumento na temperatura de encharque provoca mais dissolução dos precipitados NbC e conseqüentemente aumenta a quantidade de carbono em solução sólida. O aumento na quantidade de carbono em solução sólida provoca o aumento no valor Bake hardening observado na figura 5.14. Dessa maneira, é de fundamental importância o controle da temperatura de encharque para boa qualidade dos aços bake hardening,

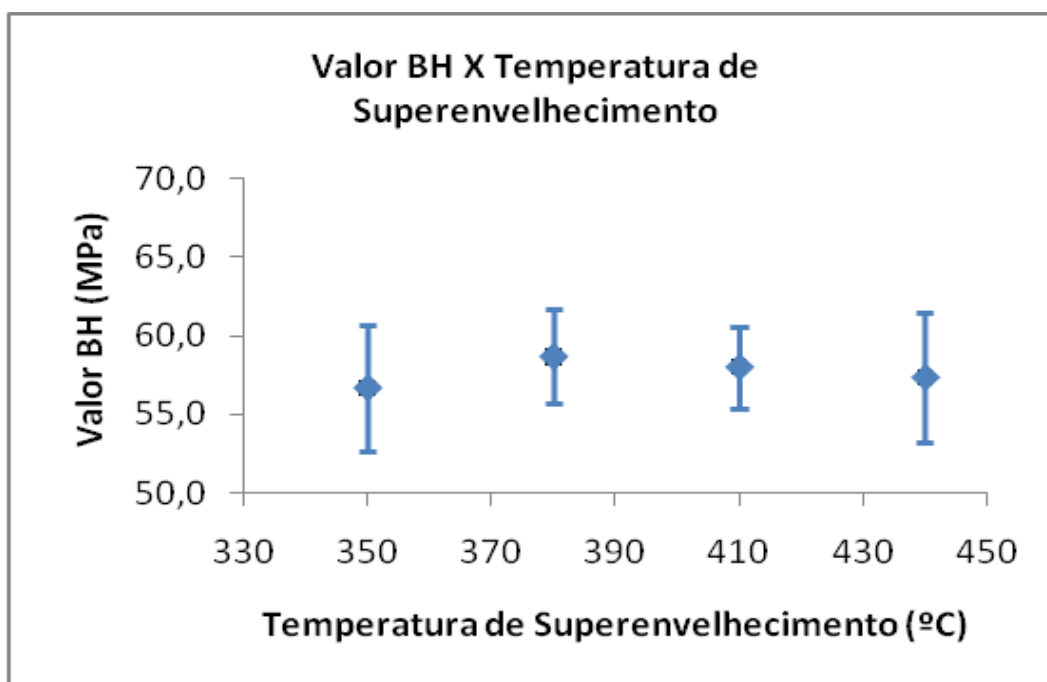


Figura 5.13- Valor bake hardening versus temperatura de superenvelhecimento.

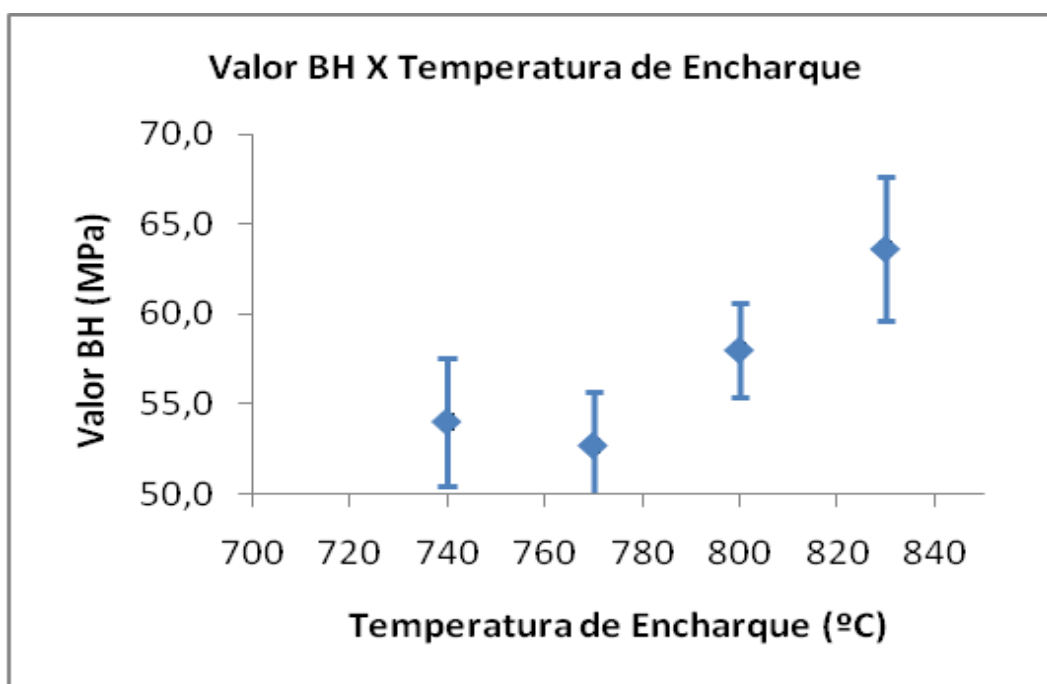


Figura 5.14- Valor bake hardening versus Temperatura de Encharque

5.4 Evolução do tamanho de grão ferrítico

A tabela V.7 mostra os valores de tamanho de grão para a variação na temperatura de superenvelhecimento e para a variação na temperatura de encharque e a figura 5.15 mostra imagens da microestrutura das amostras com os aumentos de 200X e 1000X para cada condição de superenvelhecimento. Na figura 5.16 encontram-se as imagens para cada condição de encharque diferente.

Tabela V.7 Tamanho de grão ferrítico para variação nas temperaturas de superenvelhecimento e de encharque

	Temperatura(°C)	TG (µm)	TG (ASTM)
Superenvelhecimento	350	9,4	10,2
	380	9,5	10,2
	410	9,5	10,2
	440	10,2	10
Encharque	740	9,1	10,1
	770	9,5	10,2
	800	9,5	10,2
	830	11,8	9,5

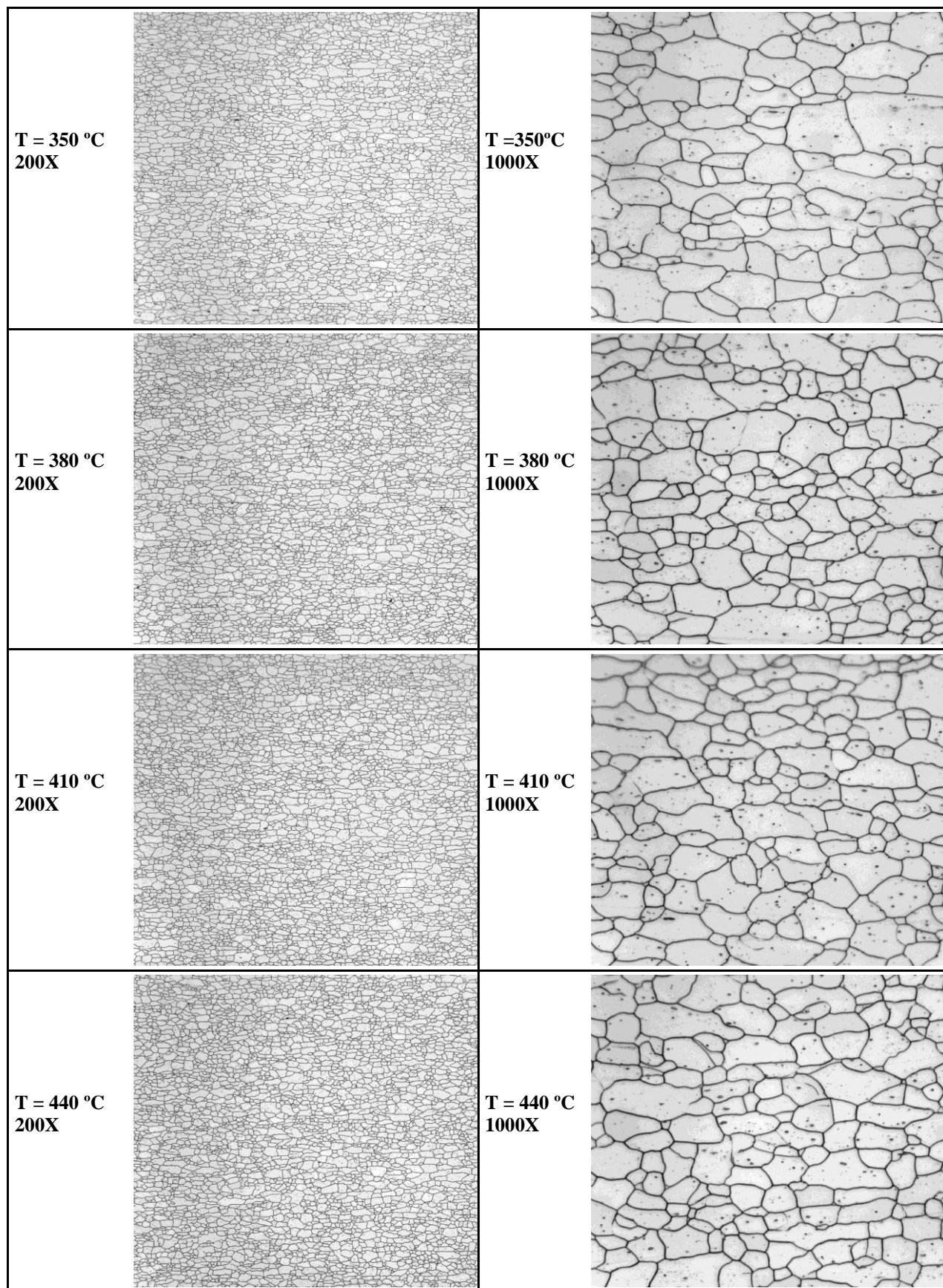


Figura 5.15 – Microestrutura das amostras avaliadas para variação da temperatura de superenvelhecimento

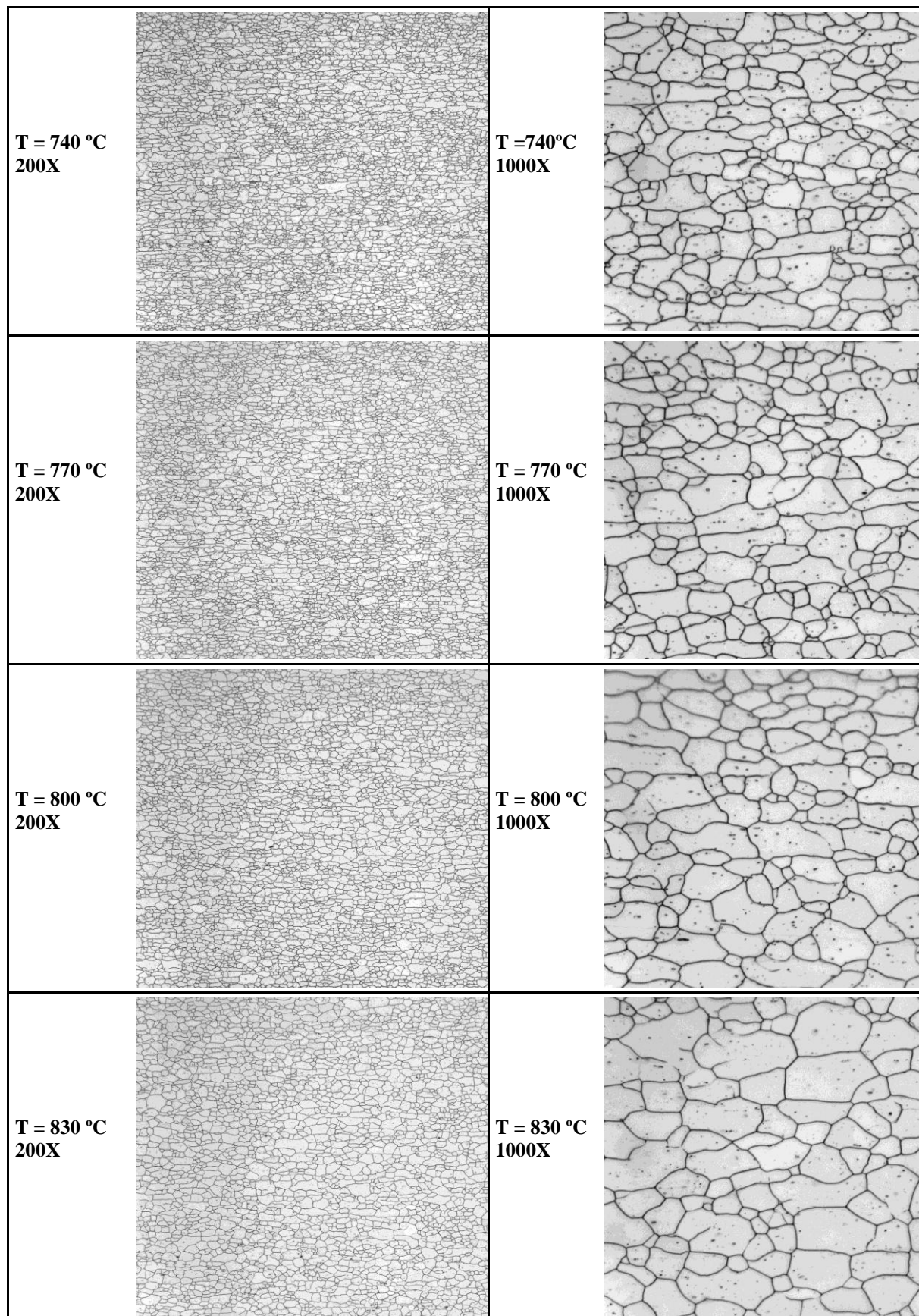


Figura 5.16 – Microestrutura das amostras avaliadas para variação da temperatura de Encharque

As figuras 5.17 e 5.18 mostram a influência da variação na temperatura de superenvelhecimento no tamanho de grão ferrítico.

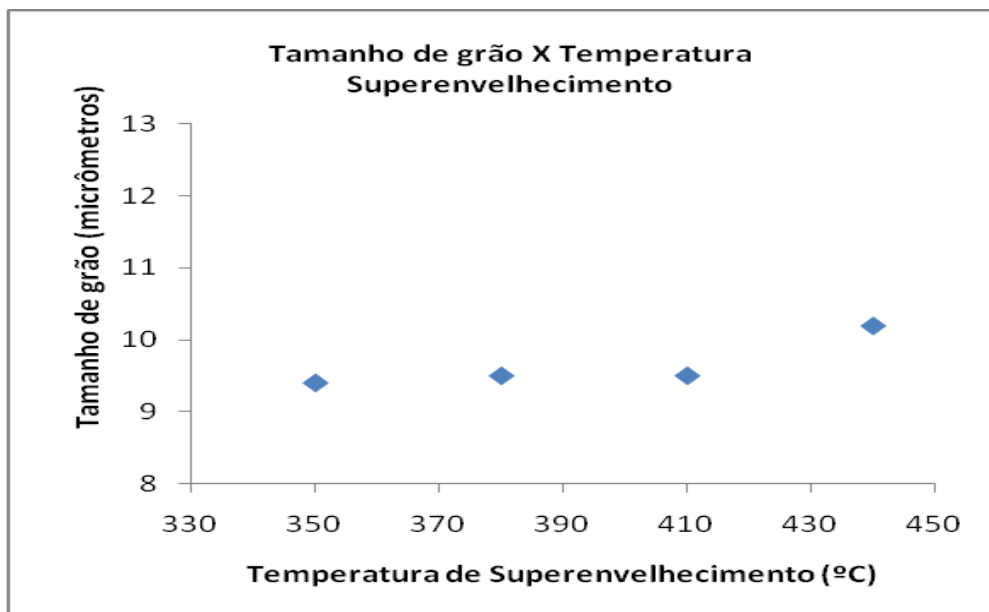


Figura 5.17 – Tamanho de grão ferrítico versus temperatura de superenvelhecimento

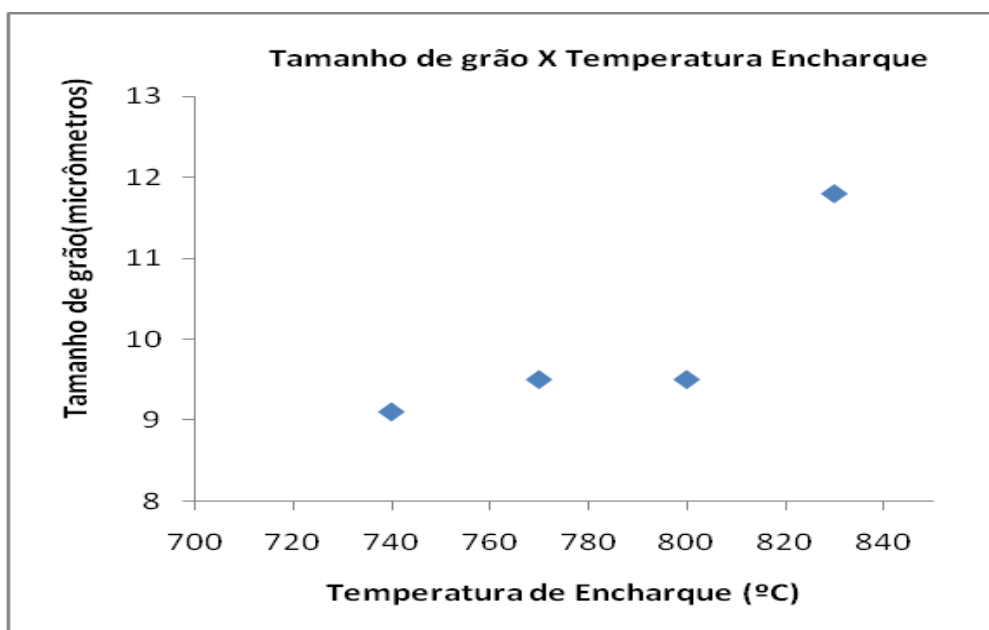


Figura 5.18 – Tamanho de grão ferrítico versus temperatura de encharque

Pela análise dos gráficos 5.17 e 5.18, pode-se observar que o tamanho de grão praticamente não se altera com a variação na temperatura de superenvelhecimento. Já com relação à temperatura de encharque ele não cresce até cerca de 800°C. A partir dessa temperatura (especificamente a 830°C) o grão se torna maior. À temperatura mais altas ocorre a dissolução de pequenos precipitados de NbC que são responsáveis de “segurar” o contorno de grão. Sendo assim à temperaturas maiores ocorre o crescimento observado.

6 CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas são:

- O valor do passe de encruamento de 1,4 % foi suficiente para supressão do patamar de escoamento definido do aço em questão para laminação em escala piloto.
- Os valores de limite de escoamento e limite de resistência praticamente não alteraram com a variação na temperatura de superenvelhecimento. Já com relação à temperatura de encharque, eles tiveram pequena queda com a elevação da temperatura.
- Os valores de alongamento não foram influenciados pela variação tanto da temperatura de superenvelhecimento quanto da temperatura de encharque nas faixas em que elas foram estudadas.
- Novamente os valores de $R_{médio}$, $n_{médio}$ e valor BH também variaram pouco com a variação da temperatura de superenvelhecimento. Já com relação à temperatura de encharque essas variáveis tiveram seus valores aumentados.
- O tamanho de grão ferrítico praticamente não variou com a temperatura de superenvelhecimento e nem com a temperatura de encharque até 800°C. A partir dessa temperatura (avaliação em 830°C) ele teve um maior crescimento.

7 SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Estudar o efeito de parâmetros da laminação a quente (temperatura de reaquecimento de placas, temperaturas de acabamento e bobinamento) e da taxa de resfriamento primário do recozimento contínuo no teor de carbono em solução sólida e seus efeitos nas propriedades mecânicas, estampabilidade e valor bake hardening.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABE, H.; TSUNOYAMA, K.; UESUGI, N.; SHIBASAKI O.; SATOH, S.; OBARA, T. Development of extra-deep drawing cold-rolled sheet steels for integrated automotives parts. Kawasaki Steel Technical Report, n. 24, April 1991. p. 84-90

AKAGI,T.; KAWASHIMA,K.; NAWATA,Y., On-line Measuring technique for plastic strain ratio(r value) of cold-rolled steel sheet- Nippon steel technical report, N°74,1997,p.43-49.

AKAMATSU, S.; HASEBE, M., SENUMA, T.; MATSUMURA, Y.; AKISUE,O.; Thermodynamic calculation of solute carbon and nitrogen in Nb and Ti added extra low carbon steels,. ISIJ international,v.34 n1 p9-16,(1994)

ALMEIDA, L. O. de. Influência da redução a frio sobre a estampabilidade de chapas de aço inoxidável ABNT 430 laminadas a frio. 1987. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

ANTENOR, F. F.; LIMA, L. M. G.; PADILHA, A. F.; LIMA, N. B. Textura e relações de orientação; deformação plástica, recristalização, crescimento de grão. São Paulo: EPUSP, 2001. p. 198.

BARBOSA, A.H.A., PEREIRA,J.F.B.; RIBEIRO,C.F.; - Influência das condições de encharque no recozimento contínuo nas propriedades mecânicas de aços interstitial free – IF microligados com Ti, 56º congresso anual da ABM, Belo Horizonte, p.177-188 julho 2001.

BHATTACHARYA, D.; GUPTA, I. Metallurgy of formable vacuum degassed interstitial free steels. In: Metallurgy of Vacuum Degassed Steels, 1989, p. 43-72.

BLECK, W., et al. Production and properties of IF steel. Thyssen Technische Berichte, v. 22, n.1, p. 69-85, 1990.

BRESCIANI FILHO, E.; ZAVAGLIA, C. A. C.; BUTTON, S.T.; NERY, F. A. C. Conformação plástica dos metais. 4. ed. Campinas: Ed. Unicamp, 1991, p. 121-142, 251-261.

BUSCH, M. L.; BIAUSSER, H.; BIARD, G.; BON, A. Le; GRUMBACH, M. Metallurgical and mechanical aspects of the temper rolling process. conference: 4th International Steel Rolling Conference The Science and Technology of Flat Rolling. v. 2, Publ.: Association Technique de la Siderurgie Française, France, 1987.

BUTLER, R. D.; WILSON, D. V. The Mechanical behaviour of temper rolled steel. In: Journal of the Iron and Steel Institute. Jan. 1963, p. 16-33.

CINTRA, J. A. Estampagem dos aços. São Paulo: ABM, 1917.

CARVALHO, H.S – Influência do teor de carbono em solução sólida nas propriedades mecânicas do aço BH Processado Via Recozimento contínuo. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG 2003,106: (Dissertação de Mestrado em Engenharia metalúrgica e de Minas).

COOMAN, B.C., SOENEN, B. and VANDERPUTTE, S. – Carbon Distribution Between Matrix, Grain Boundaries and Dislocations in Ultra Low Carbon Bake Hardenable Steels – ISS 42th Mechanical Working and Steel Processing Conference, Toronto, Canada, October, 2000.

GLADMAN, T. – The physical metallurgy of microalloyed steels, p.97-99 (1997)

GONÇALVES, L. O.; KLEIN, L. N. Controle de estampagem de chapas finas a frio. In: SIMPÓSIO INTERNO DA USIMINAS, 3, Ipatinga, set. 1971.

GORNI, A. A.; SIVEIRA, J. H. D.; ALMEIDA F., C. Estudo do processo de laminação a quente sobre as propriedades mecânicas de chapas finas de aço IF laminadas a frio. SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO, 39, 2002, Ouro Preto. Processos e produtos laminados e revestidos, ABM. p. 155-156.

GREEN. Conference report: skin pass & temper rolling. A review of seminar organized by the Rolling Group of LOM. Steel Times International, Sep. 2002, p. 1-2.

GUY, A. G. Ciência dos materiais. Rio de Janeiro: Ed. Universidade de São Paulo, 1980. p. 305 a 313

HANAI,S., TAKEMOTO,N., TOKUNAGA, Y. and MIZUYAMA,Y. – Effect of grain size and solid solution strengthening elements of bake hardenability of low Carbon Aluminum-killed steel, 103rd ISIJ Meeting, April, 1982.

HELD, J. F; GOODENOW, R. H. Recrystallization of low-carbon titanium stabilized steel. Metallurgical Transactions, v. 1, p. 2507-2515, 1970

HOILE, S. Processing and properties of mild interstitial free steels. Materials Science and Technology, October 2000, p. 1079-1093.

HUNDY, B. B. Inhomogeneous Deformations During the Temper-Holling of Annealed Mild Stell. In: Journal of the Iron and Steel Institute. Dec. 1955., p.313-315.

JUTTEAU, C. et al. Etude du skin-pass. Aplications industrielles, reveu de metallurgie, CIT, Dec. 1982, p. 991-1005.

KATOH,H., TAKECHI,H., TAKAHASHI,N., ABE,M. – cold-rolled steel sheets produced by continuous annealing- thecnology of continuous annealed cold rolled sheet steel, R.Pradhan editor, TMS-AIME,USA, 1985, p.37-58,1984.

KAWASE, H.; HAMANAKA, S.; ISHIMOTO, Y.; MUNESHITA, M. Effect of temper rolling on R-value (plastic strain ratio) of cold rolled steel sheet. (Synopsis). TRANS. IRON STEEL INST. JPN. 25, (2), B78, Feb. 1985.

LESLIE, W. C. The physical metallurgy of steels. McGraw-Hill International Student Edition, 1982, p.156.

LIPS,K., YANG,X., MOLS,K., The Effect of coiling temperature and continuous annealing on the properties of bake hardenable IF Steels, Steel research, 67, 1996, n.9, p.357-363.

LOUREIRO, F. G. Caracterização de aços IF ligados ao Ti. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

LORENTE, G. et al. Fundamentos de ensaios mecânicos. 1980. 28 p. Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MATIAS,S.J. – Properties of ultra-low carbon(Interstitial-free) steels: A technology survey, 1991, p. 31-32

MATSUO, M., HAYAKAWA, H., - Texture formation in continuous annealing with emphasis on the effect of coiling temperature of hot strip, fundamental research NSC laboratories, p. 275-284, (2000).

MELO JR., A. A. Estampabilidade de chapas finas do aço inoxidável ABNT 304. 1990. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

MIZUI, N. – Precipitation Control and related Mechanical Property in ultra low carbon sheet steels – international symposium modern LC and ULC sheet steels for cold forming: Processing and Properties, p. 169-178, (1998).

MOULD, P.R., JOHNSON, T.E. – Rapid Assessment of Drawability of Cold-Rolled Low-Carbon Steel Sheets- Sheet Metal Industries, 1973, p.:328-332.

MUSCHENBORN, W.; SONNE, H. M. Material properties controlling the strain. Conference: Sheet metal forming and formability, proceedings 10th BIENNIAL CONGRESS, The International Deep Drawing Research Group, University of Warwick, England, 17-21 Apr. 1978. Publ.: Portcullis Press Ltd, Redhill, Surrey 1978, p. 193-201.

NELSON P.G.; WINLOCK L. Method of determining the percentage elongation at maximum load in the tension test. In: Bulletin ASTM, January, 1949. p. 53 - 55.

OHASHI, N., IRIE, T., SATOH, S., HASHIMOTO, O. and TAKAHASHI, I. – Development of cold rolled high strength steel sheet with excellent deep drawability- SAE paper nº. 810027, 1981

PADILHA, A. F.; SICILIANO JR. F. Encruamento, recristalização, crescimento de grão e textura. São Paulo: ABM, 1996.

PAPADAKIS, E.P.- Development of an automatic ultrasonic texture instrument and its transition from laboratory to market: A model for technology transfer- Materials Evaluation, 1993, p.77-85.

PARGAMONOV, E A; NESTERENKO, A M; MAZUR, V. L. Influence of temper rolling conditions on mechanical properties and structure of low carbon steel. (Translation). STEEL USSR 17, (6), p268-270, Jun. 1987, ISSN: 0038-9218.

PINTO, M. C. Laminação a frio com pequenas reduções. 1985. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

PRADHAN, R. Cold-rolled interstitial-free steels: a discussion of some metallurgical topics. In: PROCEEDINGS OF INTERNATIONAL FORUM FOR PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, Toquio, ISIJ INTERNATIONAL, 1996, p.165-177

SAKATA, K., SATOH,S., KATO,T., HASHIMOTO,O. Metallurgical principles and their applications for producing extra low carbon IF steels with deep drawability and bake hardenability, iron and steel research Kawasaki laboratories – INTERNATIONAL FORUM PHYSICAL METALLURGY OF IF STEELS, Tokyo, 1994, p.279-288.

SANAGI, S.; KOHNO, R.; TAKAHASHI, N.; AKISUE, O.; YAMADA, T.; ODA, M. CAMP-ISIJ, 3(1990), p. 1768.

SATOH,S., IRIE,T., HASHIMOTO,O.- Effect of hot rolling on mechanical properties of extra-low carbon cold rolled steel sheet containing niobium, *tetsu-to-hagné*, 69, p.283-290,(1983).

SATOH,S., OBARA,T., TAKASAKI,J., YASUDA,A.NISHIDA,M. – A new process for manufacturing deep-drawing cold-rolled steel sheets from extra-low-carbon steels- Kawasaki steel technical report, N.12, pp.36-44,(1985)

SNICK, A. VAN, LIPS, K., VANDERPUTTE,S., COOMAN,B.C. and DILEWIJNS,J. – Effect of Carbon Content, Dislocation Density and Carbon Mobility, *forum Proc. IF.IFS-98*, Aachen, 1998.

STIAZNY,P. - influence of annealing technology material properties of LC and ULC-steel grades- international symposium for LC and ULC sheet steels, Aachen, 1998, vol1, p 225-236.

STOROJEVA,L., ESCHER,C., BODE,R., HULKA,K., BURKO,D. – Effect of Nb/C ratio and processing conditions on aging behavior and BH-effect of ULC sheet steels, INTERNATIONAL CONFERENCE ON THE PROCESSING, MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF IF STEELS, Pittsburg. *If steels 2000 proceedings*, warrendale: Iron & Steel Society, p. 201-213,(2000).

STRUGALA, D. C.; FEKETE, J. R.; YAO, Z. Advanced sheet steels for automotive applications, JOM, 1992, p. 17-21

TAKESHI, H . – Metallurgical aspects on interstitial free sheet steel from industrial viewpoints – international forum for: physical metallurgy of IF steels, p.1, May,1994.

TITHER, G., GARCIA, C.I., HUA, M., DEARDO,A.J. – Precipitation behavior and solute effects in interstitial free steels – INTERNATIONAL FORUM PHYSICAL METALUURGY OF IF STTELS, Tokyo, 1994, p.293-321.

TSUNOYAMA, K., SATOH,S. YAMAZAKI, Y., ABE,H., - Recent Advance in interstitial free steels for formable cold rolled sheet applications, The minerals, metals & materials society, 1990, p. 127-141.

YENDELL, B. M.; HUDD, R. C. Effect of tensile straining on the strain-aging behavior of temper-rolled rimming steel. Journal of the Iron and Steel Institute, nov. 1970, p.1008-1011.

WILSON,D.V. – Grain Size dependence of discontinuous yielding in train aged steels, acta metallurgica, v.16, p.743, May, 1968.