

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

Dissertação de Mestrado

“Efeito da Variação das Condições de Encharque nas
Propriedades Mecânicas do Material IF Processado no
Recozimento Contínuo da Usiminas”

Autor: Rodrigo Rocha de Meira
Orientador: Prof. Ronaldo Barbosa

Fevereiro de 2006

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

Rodrigo Rocha de Meira

“Efeito da Variação das Condições de Encharque nas
Propriedades Mecânicas do Material IF Processado no
Recozimento Contínuo da Usiminas”

Dissertação 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. Ronaldo Barbosa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG
2006

A Deus, por tudo.

À Áurea, por todo amor e dedicação.

Aos meus pais e Ângela pelos valiosos ensinamentos e bons exemplos.

À Juliana, Fabiana e Marco Antônio pelo apoio e amizade.

Aos amigos fiéis que sempre acreditaram em mim.

AGRADECIMENTOS

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

Ao Professor Dr. Ronaldo Antônio Neves Barbosa, João Francisco Batista Pereira e Roberta de Oliveira Rocha pela orientação e ensinamentos.

A Aldo Henrique de Almeida Barbosa, Túlio Magno Fuzessy de Melo, Luiz Cláudio de Oliveira Meyer, Bruno Alves Resende, Carlos Augusto Carvalhido, Flávio de Oliveira Mendonça, Tarcísio Carvalho Fonseca, Ariosvaldo de Oliveira Fernandes, José Pedro Rodrigues Júnior, Edson José Fagundes, Jadir Campos Amaral e Giovane Cassio da Fonseca pelas sugestões, ensinamentos, apoio e colaboração.

A Marcus Antonio Bueno Borges, Marcelo Damas Sameshima, Marcelo Silva, Kênia Atilane Fraga de Castro, José Maria Avelar de Carvalho, Emiliano Carvalho Vieira, Sergio de Oliveira, Júlio Cezar de Souza Zorzi, Jose Bonifacio de Assis, José Maria Costa, Ricardo Luiz Correa e José Januário Zacarias pela indispensável colaboração.

RESUMO

Neste trabalho foram avaliados os efeitos da variação das condições de encharque em recozimento contínuo nas propriedades mecânicas do aço IF estabilizado com Ti. Assim sendo este material foi produzido em escala industrial para atender às normas EN 10130:1991+A1:1998 (européia) ou NBR 5915:2002 (brasileira), sendo submetido a nove condições de encharque diferentes, onde variou-se os parâmetros tempo e temperatura. Além das variações destes parâmetros, outras variações mereceram atenção especial: a da composição química e a da taxa de aquecimento, sendo estas verificadas em escala piloto. Após o processamento do material em escala industrial e piloto foram determinadas e avaliadas as suas propriedades mecânicas, bem como sua microestrutura. Os resultados mostraram que, dentre os parâmetros estudados, os que exerceram maior influência nas propriedades mecânicas do aço IF estabilizado com Ti foram a temperatura de encharque e a composição química, destacando-se o elemento Ti. As variações dos parâmetros tempo de encharque e taxa de aquecimento não exerceram maiores influências nas propriedades mecânicas. Com as variações de temperatura de encharque adotadas, foram encontradas novas condições de processamento do aço em estudo que podem favorecer a redução do seu custo de produção sem afetar as suas propriedades mecânicas.

ABSTRACT

The effects of soaking conditions variation of continuous annealing on the mechanical properties of interstitial free steel stabilized with titanium were evaluated in this work. The steel was produced in industrial scale according to the standards EN 10130:1991+A1:1998 (european) or NBR 5915:2002 (brazilian) being processed on nine different soaking conditions where the parameters temperature and time were modified. Besides the variations of these parameters, others deserved special attention: the chemical composition and the heating rate, analyzed at laboratory scale. After the processing of the material in industrial and laboratory scale, the mechanical properties were evaluated, as well as the microstructures. The results showed that, among the parameters studied, the soaking temperature and the chemical composition, with special emphasis on titanium, were those which had the biggest influence on the mechanical properties. The variations of soaking time and heating rate didn't exercise so much influence on the mechanical properties. With the variations of soaking temperature chosen, new conditions of the material's processing were found, which can lead to the reduction of the production cost without affecting the mechanical properties.

Sumário

AGRADECIMENTOS	iv
RESUMO	v
ABSTRACT	vi
LISTA DE TABELAS	xi
LISTA DE NOTAÇÕES	xii
1 - INTRODUÇÃO	13
2 - OBJETIVOS	14
3 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	15
3.1 Características gerais dos aços IF	15
3.1.1 Composição química.....	16
3.1.2 Laminação a quente.....	22
3.1.3 Laminação a frio e recozimento	26
3.2 Formação de precipitados no aço IF-Ti.....	34
3.3 Cinética de recristalização em aços IF.....	35
4 - METODOLOGIA	39
4.1 Processamento industrial do aço em estudo.....	40
Laminação a quente	40
Laminação a frio	41
Recozimento contínuo, encruamento e corte na linha de tesoura	42
Amostragens e ensaios realizados	44
5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	51
5.1 Análise química das amostras processadas em escala industrial	51
5.2 Propriedades mecânicas obtidas no processamento em escala industrial	52
5.3 Análise química das amostras processadas em escala de laboratório.....	60
5.4 Propriedades mecânicas obtidas em escala de laboratório	61
5.5 Determinação da temperatura de recristalização	71
6 - CONSIDERAÇÕES FINAIS	75
7 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77

Lista de Figuras

Figura 3.1 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas e o tamanho de grão do aço IF-Ti (Pradhan, 1994).....	17
Figura 3.2 - Variação da temperatura de recristalização com o Ti* (Bleck et al., 1990).	18
Figura 3.3 - Efeito do teor de C nas propriedades mecânicas de aço IF estabilizado com Ti ou TiNb (Pradhan,1994).....	19
Figura 3.4 - Relação entre a porcentagem atômica do Cu, Ni, Cr e Sn contido no Aço IF-Ti e as suas propriedades mecânicas (Yamada, 1995).....	21
Figura 3.5 - Efeito do P, Si e Mn nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti (Katoh, 1984).....	21
Figura 3.6 - Influência da temperatura de reaquecimento de placa na temperatura de recristalização e na estampabilidade dos aços IF-Ti (Sanagi, 1990).....	23
Figura 3.7 - Efeito da temperatura de bobinamento na temperatura de recristalização do IF-Nb, IF-NbTi e IF-Ti (Bhattacharya, 1989).....	25
Figura 3.8 - Efeito da temperatura de bobinamento no valor R médio de aços IF-Ti (Katoh et al., 1984).	25
Figura 3.9 - Efeito da redução a frio na intensidade relativa de vários componentes da textura de deformação no aço IF-Ti (Held et al., 1970).....	27
Figura 3.10 - Efeito da redução a frio no valor r45, r0 e r90 do aço IF-Ti (Held, 1970).27	
Figura 3.11 - Influência da temperatura nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti processado no recozimento contínuo (Strugala et al.,1992).	29
Figura 3.12 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo na USIMINAS.	30
Figura 3.13 - Efeito da redução na laminação de encruamento sobre o alongamento e o LE de aço IF-TiNb (C = 0,0025%,Ti = 0,030%, Nb = 0,006%, temperatura de recozimento igual a 850 °C) (Abe,1991).	33
Figura 4.1 - Plano de trabalho (Seqüência das principais fases do processo e etapas de amostragem).	39
Figura 4.2 - Fluxo produtivo da laminação a quente.....	41
Figura 4.3 - Desenho esquemático do PLTCM.....	42
Figura 4.4 - Desenho esquemático da linha de recozimento contínuo.....	42
Figura 4.6 - Linha de tesoura.	44
Figura 4.7 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência do teor de C.	46

Figura 4.8 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência das taxas de aquecimento.	47
Figura 4.10 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência tempo de encharque.	49
Figura 4.11 - Curva esquemática dos tratamentos térmicos em escala piloto para verificação da influência do T_i efetivo.	50
Figura 5.1 – Variação do LE em função da temperatura e do tempo de encharque. ...	53
Figura 5.2 – Variação do LR em função da temperatura e do tempo de encharque. ...	54
Figura 5.3 – Variação do coeficiente de anisotropia r em função da temperatura e do tempo de encharque.	55
Figura 5.4 – Variação do valor n de encruamento em função da temperatura e do tempo de encharque.	56
Figura 5.5 – Variação dos valores de dureza em função da temperatura e do tempo de encharque.	57
Figura 5.6 – Variação dos valores de alongamento em função da temperatura e do tempo de encharque.	58
Figura 5.7 – Curvas de aquecimento das condições de encharque adotadas.	59
Figura 5.8 – LE em função da temperatura e do tempo de encharque e a influência do T_i efetivo (T_i^*).	60
Figura 5.9 – LE em função da temperatura de recozimento.	62
Figura 5.10 – LR em função da temperatura de recozimento.	62
Figura 5.11 – Alongamento percentual em função da temperatura de recozimento. ...	63
Figura 5.12 – Coeficiente de anisotropia r em função da temperatura de recozimento.	63
Figura 5.13 – Valor n em função da temperatura de recozimento na gleeble.	63
Figura 5.14 – LE em função do tempo de encharque na gleeble.	64
Figura 5.15 – LR em função do tempo de encharque.	64
Figura 5.16 – Alongamento percentual em função do tempo de encharque na gleeble.	65
Figura 5.17 – Coeficiente de anisotropia r em função do tempo de encharque.	65
Figura 5.18 – Coeficiente de encruamento n em função do tempo de encharque.	65
Figura 5.19 – Variação do LE com o teor de C.	67
Figura 5.20 - Variação do LR com o teor de C.	67
Figura 5.21 - Variação do AL com o teor de C.	67
Figura 5.22 - Variação do valor r com o teor de C.	68

Figura 5.23 - Variação do valor n com o teor de C.	68
Figura 5.24 - Variação do LE com a taxa de aquecimento.	69
Figura 5.25 - Variação do LR com a taxa de aquecimento.	69
Figura 5.26 - Variação do AL com a taxa de aquecimento.	69
Figura 5.27 - Variação do valor r com a taxa de aquecimento.	70
Figura 5.28 - Variação do valor n com a taxa de aquecimento.	70
Figura 5.29 – Fotografias das microestruturas do IF-Ti com 50 ppm de C e $Ti^*=5,9$...	72
Figura 5.30 – Fotografias das microestruturas do IF-Ti com 39 ppm de C e $Ti^*=6,6$...	73
Figura 5.31 - Dureza Vickers em função da temperatura.....	74

LISTA DE TABELAS

Tabela IV.1 - Especificação de composição química do aço IF	40
Tabela IV.2 - Principais parâmetros da linha de Recozimento Contínuo..	43
Tabela V.1 - Composição química por condição de recozimento contínuo.....	51
Tabela V.2 - Composição química das amostras processadas na gleeble por condição de processo no recozimento contínuo.....	61

LISTA DE NOTAÇÕES

ΔR	→	anisotropia planar
B	→	boro
BE	→	bobina encruada
BP	→	bobina produto
BQ	→	bobina laminada a quente
C	→	carbono
CAPL	→	continuous annealing process line (linha contínua de recozimento)
CQ	→	commercial quality (qualidade comercial)
Css	→	carbono em solução sólida intersticial
DDQ	→	deep drawing quality (qualidade de estampagem profunda)
IF	→	aços livres de elementos intersticiais
IF-Nb	→	aço IF estabilizado com nióbio
IF-NbTi	→	aço IF estabilizado com nióbio e Ti (nióbio em maior quantidade)
IF-Ti	→	aço IF estabilizado com Ti
IF-TiNb	→	aço IF estabilizado com nióbio e Ti (Ti em maior quantidade)
LE	→	Limite de escoamento
LR	→	Limite de resistência
n	→	expoente de encruamento
N	→	nitrogênio
Nb	→	nióbio
P	→	fósforo
r	→	coeficiente de anisotropia
r_m	→	coeficiente de anisotropia normal médio
TB	→	temperatura de bobinamento
TG	→	tamanho de grão
Ti	→	Titânio
Ti*	→	Titânio efetivo

1 – INTRODUÇÃO

Dentre os aços de baixo C laminados a frio para aplicações de estampagem, os aços livres de intersticiais (aços IF) são os principais aços produzidos atualmente. Isso porque possuem baixo LE, alto alongamento uniforme associado a um coeficiente de encruamento elevado e a uma adequada textura cristalográfica (alto valor r) em comparação a outros aços baixo C. Os aços IF, devido sua alta estampabilidade, são de grande importância na indústria automobilística. Portanto, a USIMINAS como um dos principais fornecedores do mercado automobilístico, dispensa grande atenção no processo produtivo deste material.

Uma vez que para produzir o material IF no recozimento contínuo é necessário utilizar altas temperaturas de encharque, o consumo de energia e a deterioração de equipamentos utilizados para o aquecimento da atmosfera do forno do recozimento contínuo são maiores, onerando o custo de produção. Uma das alternativas seria determinar condições de encharque que minimizariam os fatores anteriormente citados objetivando a redução de custo.

Pretende-se neste trabalho avaliar os efeitos da variação das condições de encharque do recozimento contínuo nas propriedades mecânicas do material IF.

2 – OBJETIVOS

Avaliar os efeitos nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti decorrentes da variação das condições de encharque no recozimento contínuo da USIMINAS.

Indicar a condição de encharque no recozimento contínuo que consumiria menos energia e preservaria o equipamento, ou seja, a temperatura da atmosfera do forno de aquecimento no recozimento contínuo menor que 900°C, obedecendo as exigências de propriedades mecânicas do aço IF-Ti.

3 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Características gerais dos aços IF

Os aços IF possuem excelentes propriedades mecânicas no que diz respeito à estampabilidade. Por isso, sua importância tecnológica e industrial tem aumentado, e a produção crescido continuamente desde a época do seu surgimento, isto é, no final dos anos 1960. Nessa época, os aços IF eram produzidos com C de 50 a 100 ppm e N de 40 a 80 ppm. Atualmente, fabricam-se aços com C < 30 ppm e N < 40 ppm (Hoile, 2000). Baixo LE, alto alongamento uniforme associado a um coeficiente de encruamento elevado e uma adequada textura cristalográfica são características que proporcionam uma superior conformabilidade (alto valor r) comparativamente aos aços baixo C convencionais (Strugala, 1992). Os aços IF são obtidos a partir da redução de teores de C e N em solução sólida e da adição de elementos microligantes, como Ti e Nb, capazes de fixar todos os átomos de C e N sob a forma de carbonetos e nitretos (Pinto, 1992).

A produção dos aços IF pode ser feita segundo três concepções diferentes: usando somente o Ti (IF-Ti), somente o Nb (IF-Nb) ou uma combinação desses dois (IF Nb-Ti ou IF Ti-Nb) como estabilizantes. Os mecanismos de estabilização desses três tipos de aço diferem ligeiramente entre si. Nos aços IF-Ti, o Ti combina com o N e S antes do C, para formar compostos como TiN, TiS, TiC e $Ti_4C_2S_2$. Nos aços IF-Nb, o Nb combina com o C formando NbC, o N combina com a Al formando AlN_3 , e o S combina com o Mn formando MnS. No aços IF Nb-Ti com Nb>Ti, o Ti combina com o N e o S formando TiN e o TiS, respectivamente, e o Nb combina com o C para formar o NbC. Já nos aços IF-TiNb com Ti>Nb, o Ti é responsável por combinar com N, S e C assim como nos aços contendo somente Ti, e o nióbio adicionado permaneceria em solução sólida.

Desses tipos de aços IF, o IF-Ti tem se mostrado o menos sensível a variações de composição química e processamento (Jonas, 1994). No entanto, apresenta maiores índices de anisotropia planar. Assim, para as aplicações que requerem baixos valores desse parâmetro, é preferível o uso de aços IF-Nb, IF Ti-Nb e IF Nb-Ti, nos quais a aderência de recobrimentos galvanizados a quente também é melhor (Bhattacharya, 1989). Todos os tipos de aços IF são susceptíveis ao fenômeno de fragilização por

deformação secundária (Pradhan, 1996; Loureiro, 1999), e o IF-Ti é o que apresenta maior fragilização em relação aos demais. Além disso, dentro da classificação acima, podem existir aços IF de alta resistência, com adição de outros elementos de liga tais como P, Si e Mn.

Os itens seguintes têm como objetivo descrever a influência da composição química e das principais variáveis do processo de laminação a quente e de laminação a frio na estampabilidade do aço IF, principalmente, do aço IF-Ti, já que este será o aço utilizado nesta dissertação.

3.1.1 Composição química

Nos aços IF o controle da composição química é de fundamental importância para obter excelente estampabilidade, isto é, alto valor r e ductilidade. Muitos estudos relatam o efeito da composição nas propriedades mecânicas dos aços IF-Ti. O efeito de alguns elementos será descrito abaixo.

a) Influência do Ti

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

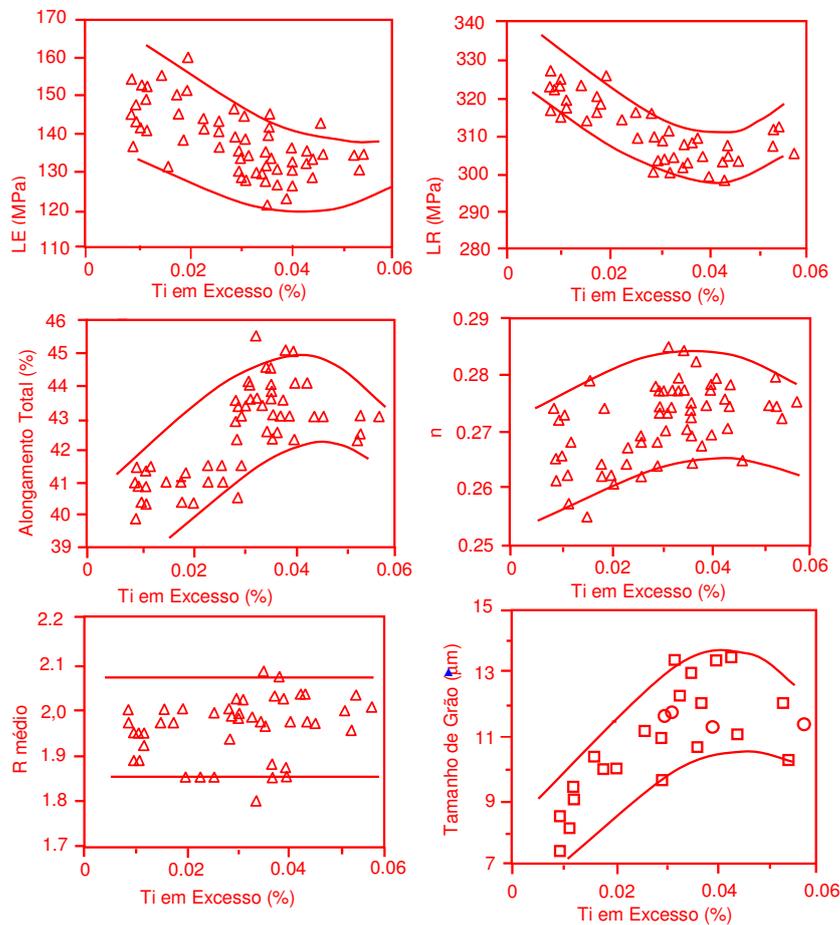
$$Ti_{(\text{estequiométrico})} = 4(\%C) + 3,42(\%N) + 1,5(\%S) \quad (3.1)$$

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 de R médio (Bhattacharya, 1989; Pradhan, 1994). O Ti em excesso (Ti_{exc}) para estabilizar o N, S e C é dado pela equação:

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

O efeito do Ti_{exc} nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti pode ser visto na figura 3.1. O efeito positivo Ti_{exc} até um valor de 0,04% está de acordo com vários estudos e é atribuído ao crescimento do tamanho de grão ferrítico (Bhattacharya, 1989).

Entretanto, um valor excessivo de Ti_{exc} ($>0,04\%$ para as condições do trabalho da figura 3.1) proporciona um pequeno efeito negativo nas propriedades mecânicas, o qual pode ser explicado pelo retardamento do processo de recristalização.



Formatado

Figura 3.1 - Relação entre o Ti em excesso e as propriedades mecânicas e o tamanho de grão do aço IF-Ti (Pradhan, 1994).

Conforme Bleck et al. (1990), aumentando-se o valor de Ti^* ($\%Ti/(\%C+\%N)$) até próximo de cinco, a temperatura de recristalização atinge um valor máximo, e a partir deste valor a temperatura de recristalização apresenta sensível queda até um valor de Ti^* próximo de oito, quando esta temperatura de recristalização atinge um valor mínimo e permanece constante, mesmo com o aumento do Ti^* , como mostra a figura 3.2.

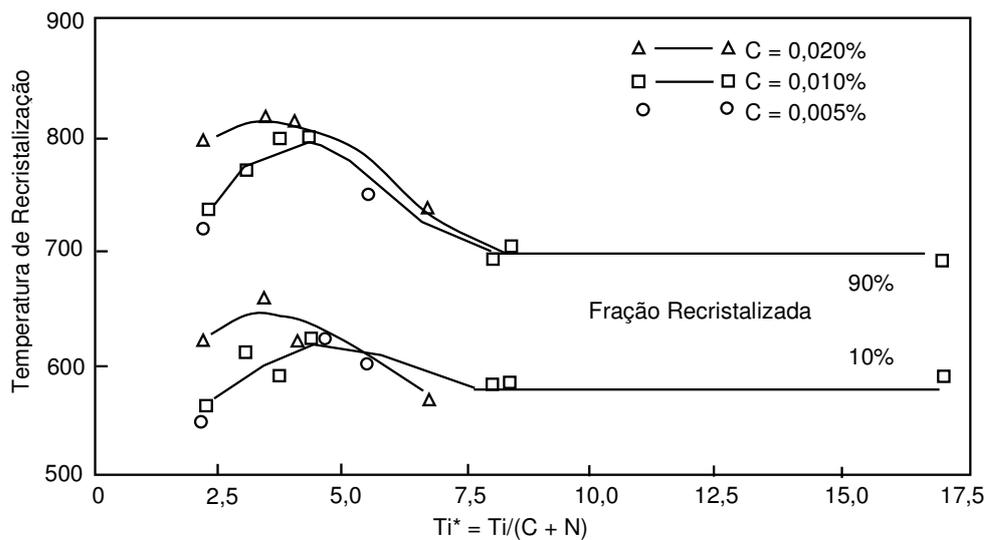


Figura 3.2 - Variação da temperatura de recristalização com o Ti^* (Bleck et al., 1990).

b) 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 e, assim, afete as etapas subseqüentes do processo de fabricação do aço, o que influi negativamente na sua estampabilidade. A exemplo disso, tem-se o fato do C e N em solução sólida diminuírem o valor r devido à diminuição da formação da componente de textura recristalizada benéfica $\{111\}$ e aumento de texturas desfavoráveis $\{110\}$ 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 precipitados (TiN) ocorre a altas temperaturas, antes da laminação a quente, e esses precipitados possuem alta estabilidade. 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 o IF-TiNb. Entretanto, a diminuição do C aumenta o alongamento, n e r médio e diminui o LR e o LE para os aços IF-TiNb (figura 3.3). Além disso, para um mesmo teor de C, o aço IF-Ti possui melhores propriedades de estampabilidade que o IF-Nb. Esta afirmação é explicada pelo tamanho de grão ferrítico que, no caso dos IF-Ti, é maior devido à formação de precipitados de C grosseiros (TiC) comparados com os precipitados finos do IF-TiNb (NbC), (Pradhan, 1994).

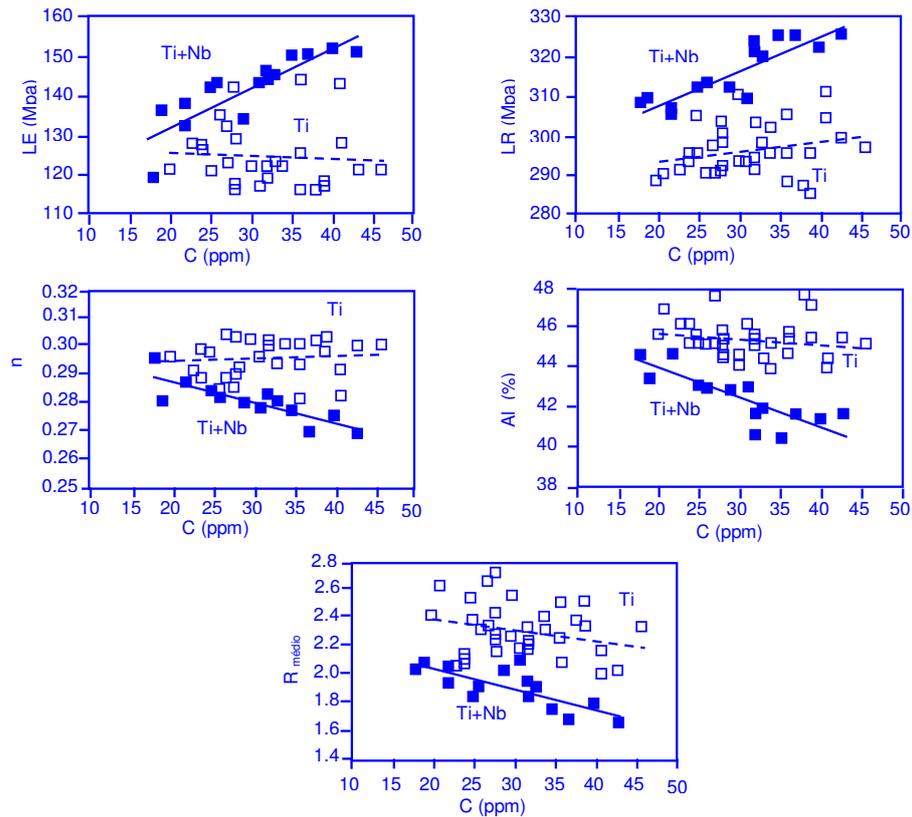


Figura 3.3 - Efeito do teor de C nas propriedades mecânicas de aço IF estabilizado com Ti ou TiNb (Pradhan,1994).

c) Influência de outros elementos

Pequenas adições de nióbio ao IF-Ti (0,005% Nb) têm efeito benéfico na estampagem, pois aumentam o r médio, diminuem o orelhamento (Δr) e aumentam o alongamento. Essa melhoria nas propriedades mecânicas é atribuída ao refino de grão da chapa laminada a quente pelo Nb em solução. Entretanto, para valores maiores, ocorre o efeito inverso nas propriedades mecânicas (Deardo, 1994).

A diminuição do S contido no aço IF-Ti reduz a formação de carbonetos finos de Ti (TiC) através da possibilidade de formar primeiro o $Ti_4C_2S_2$, que se tornam precipitados grosseiros no final da laminação a quente, influenciando menos na recristalização e no crescimento de grão durante o recozimento (Hoile, 2000).

Yamada et al. (1995) estudaram o efeito do Cu, Ni, Cr e Sn no r médio, no alongamento e no LE de aços IF-Ti sob duas condições de temperatura de reaquecimento de placa (1050 e 1200°C). O efeito desses elementos no r médio varia com a temperatura de reaquecimento de placa (TRP), e baixas temperaturas de reaquecimento atenuam o efeito do Cu, Ni e Cr, enquanto para o Sn isso tem pouco efeito. Além disso, os resultados mostraram que o alongamento e r médio diminuem, e o LE aumenta com o aumento dos elementos citados. Em relação ao alongamento, os elementos que mais influenciam são o Cu e o Sn. Quanto ao valor r médio, a influência dos elementos Cr e o Sn é a mais prejudicial (figura 3.4).

A adição de P, Mn e Si aumenta a resistência mecânica dos aços IF, mas entre esses o P é o elemento mais endurecedor. Em trabalho de Katoh et al. (1984), utilizando aço IF-Ti processado com 73% de redução a frio e recozido continuamente a 775°C por um minuto, o LR aumenta enquanto o alongamento diminui com o aumento desses elementos, e o valor r médio não é afetado significativamente (figura. 3.5). Entretanto, o uso do P traz consigo o inconveniente de aumentar a susceptibilidade à fragilização secundária pela segregação desse elemento no contornos de grão. A adição de B, (10 a 20 ppm) diminui a susceptibilidade, por concorrer com o fósforo para segregar no contorno de grão. Porém, o boro afeta outros parâmetros, tais como aumento da temperatura de recristalização e diminuição do valor r médio (Pradhan, 1994; Rabelo, 1999).

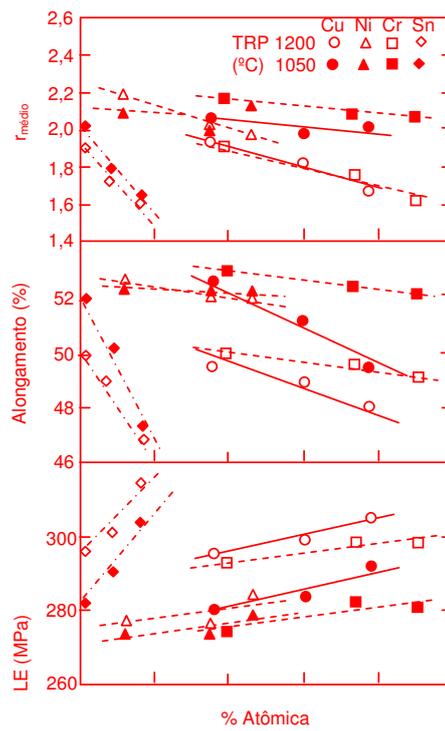


Figura 3.4 - Relação entre a porcentagem atômica do Cu, Ni, Cr e Sn contido no Aço IF-Ti e as suas propriedades mecânicas (Yamada, 1995).

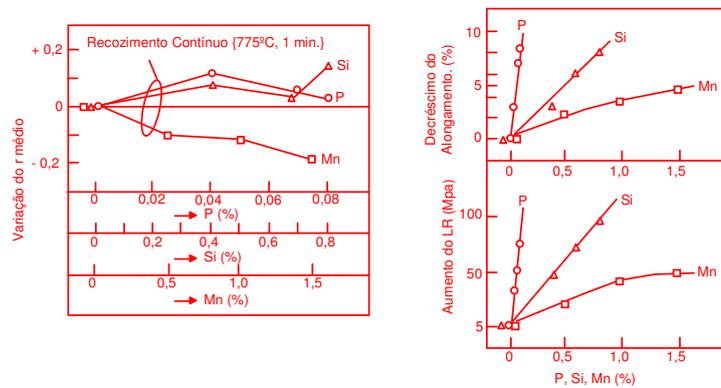


Figura 3.5 - Efeito do P, Si e Mn nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti (Kato, 1984).

3.1.2 Laminação a quente

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;
- a temperatura de bobinamento.

Temperatura de reaquecimento de placa

Durante o reaquecimento da placa, a dissolução de precipitados poderá ocorrer. Assim, a temperatura de reaquecimento de placa (TRP) poderá determinar as características do precipitado (morfologia, tipo, tamanho e dispersão), bem como o tamanho de grão laminado a quente e seus efeitos na recristalização e nas propriedades mecânicas. De maneira geral, um baixo tamanho de grão e precipitados grosseiros e dispersos no laminado a quente favorecem a estampabilidade.

Conforme Sanagi et al. (1990) e Hoile (2000), em temperaturas de reaquecimento de placa em torno 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 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 (figura 3.6).

Outro aspecto que pode ser observado na figura 3.6 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.

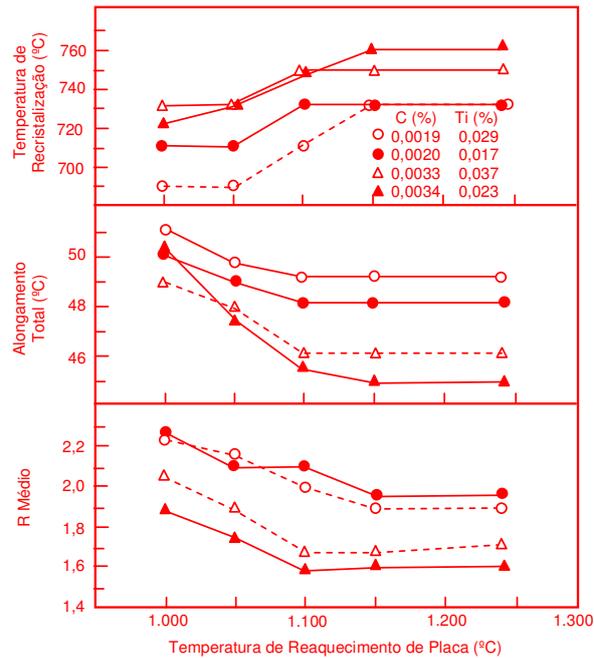


Figura 3.6 - Influência da temperatura de reaquecimento de placa na temperatura de recristalização e na estampabilidade dos aços IF-Ti (Sanagi, 1990).

Temperatura de acabamento

Autores citados por Hoile (2000) constataram que a laminação a quente com alta redução e velocidade aumenta o valor r e o alongamento em alguns aços IF. Os mesmos relataram que o precipitado torna-se grande e espaçado a altas reduções, favorecendo, assim, a recristalização.

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

- TA fica acima de AR_3 (temperatura abaixo da qual ocorre a transformação de austenita para ferrita durante o resfriamento);
- Quando o aço é laminado a temperaturas um pouco mais baixas que AR_3 (ou seja, 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 valor r . Se a temperatura estiver abaixo do AR_3 (que é o segundo nível), o valor r diminui (Hoile, 2000), e forma-se uma estrutura mista de grãos pequenos e grandes (à qual se atribui a queda no valor 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.

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. Porém, se o resfriamento for atrasado ou não for suficientemente severo, 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.

Temperatura de bobinamento

Quando se empregam altas temperaturas de bobinamento, são produzidos precipitados grosseiros e amplamente dispersos. Ao contrário, com baixas temperaturas de bobinamento, há uma distribuição mais uniforme de finos precipitados. Assim, a temperatura de bobinamento (TB) é um importante parâmetro que controla a temperatura de recristalização e as propriedades mecânicas.

A figura 3.7 mostra que, aumentando a TB para todos os tipos de aço IF, a temperatura de recristalização se reduz, e o efeito é maior para os aços IF-Nb.

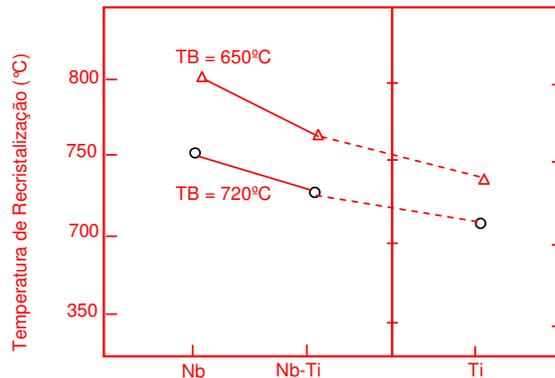


Figura 3.7 - Efeito da temperatura de bobinação na temperatura de recristalização do IF-Nb, IF-NbTi e IF-Ti (Bhattacharya, 1989).

Vários estudos mostram que o valor r_m , n e a ductilidade aumentam, e a resistência diminui com o aumento da TB. A figura 3.8 mostra que um aumento da TB provoca um aumento no valor r médio e que esse aumento está relacionado com o Ti em excesso (valores ligeiramente maiores que o estequiométrico são melhores para a obtenção do R médio para altas TB).

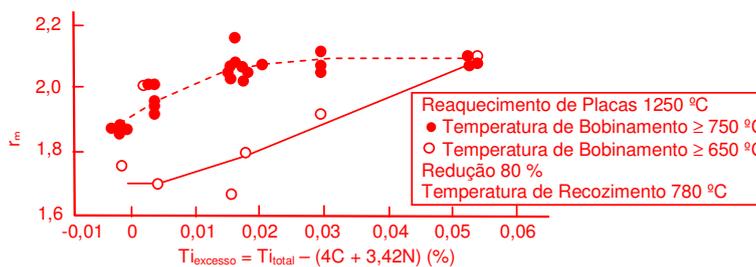


Figura 3.8 - Efeito da temperatura de bobinação no valor R médio de aços IF-Ti (Kato et al., 1984).

Com a diminuição da TB, diminui-se o tamanho de grão laminado a quente, o que favorece a formação de textura adequada nas etapas subseqüentes da laminação a frio. Entretanto, a diminuição da TB proporciona duas condições: a formação de precipitados finos e a diminuição da remoção de C em solução sólida, através do crescimento dos precipitados (principalmente nos casos em que o material e o processo não estão dentro dos limites aceitáveis para obter um alto valor r (baixa quantidade de Ti, por exemplo), (Hoile, 2000). Tanto a primeira quanto a segunda,

conforme citado anteriormente, afetam negativamente a textura e as propriedades mecânicas. Além disso, dependendo de outras condições do processo subsequente (baixos tempos de recozimento, como no caso do recozimento contínuo, que será explicado mais adiante), o efeito negativo se intensifica, porque essas duas condições aumentam a temperatura de recristalização a ponto de materiais submetidos ao recozimento contínuo serem processados somente com altas TB.

3.1.3 Laminação a frio e recozimento

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

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

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 3.9 (Held et al., 1970), em que o aumento da redução a frio aumenta a textura $\{111\}$, sendo a redução de 90% a melhor para se obter um alto valor r .

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 outras direções, exceto a altas reduções (>90%), em que r_{45} se torna dominante. A figura 3.10 mostra que isso vale tanto para o material recozido continuamente quanto para o recozido em caixa (Held et al., 1970).

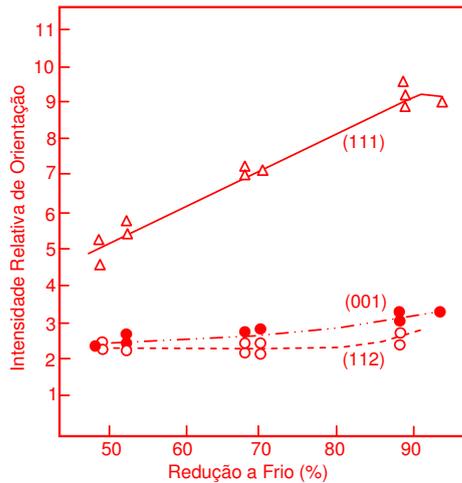


Figura 3.9 - Efeito da redução a frio na intensidade relativa de vários componentes da textura de deformação no aço IF-Ti (Held et al., 1970).

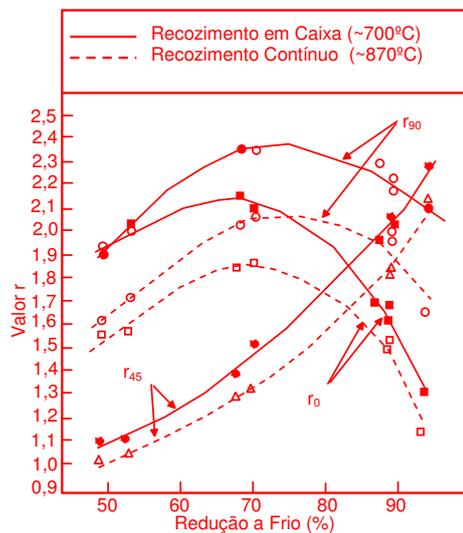


Figura 3.10 - Efeito da redução a frio no valor r₄₅, r₀ e r₉₀ do aço IF-Ti (Held, 1970).

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 à 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 alterados (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 àquela 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.

Além da recuperação e recristalização, poderá haver uma terceira etapa que é o crescimento de grão. Essa etapa ocorre depois que a recristalização se completa e pode ser de duas maneiras:

- contínua, isto é, com aumento contínuo do tamanho médio dos grãos;
- descontínua, com o crescimento acentuado de apenas alguns grãos.

A primeira é denominada crescimento de grão, e a segunda, recristalização secundária (Padilha, 1996).

O efeito da temperatura no recozimento de aços IF tem sido relatado por diversos autores (Bhattacharya et al., 1990, Strugala et al., 1992, Loureiro et al., 1999, Barbosa et al., 2001). Todos mostram que o aumento desse parâmetro melhora a estampabilidade, através do aumento da ductilidade (queda no LE e aumento no

alongamento total), da diminuição do LR e do aumento do valor n e do r , até cerca de 800°C (Figura 3.11). O aumento do valor r com o aumento da temperatura no recozimento está associado com o rápido crescimento de grãos com orientação {111} (Bhattacharya et al., 1990). Entretanto, altas temperaturas de recozimento contínuo (>900 °C) podem alcançar a temperatura de transformação ferrita-austenita, e o valor r pode decrescer devido à produção de granulação mista.

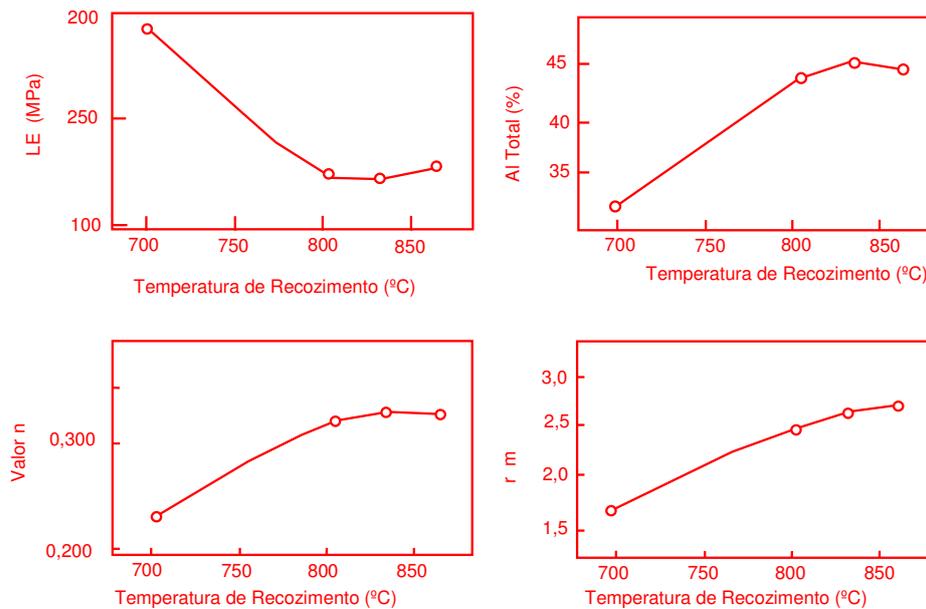


Figura 3.11 - Influência da temperatura nas propriedades mecânicas do aço IF-Ti processado no recozimento contínuo (Strugala et al., 1992).

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.

O ciclo de recozimento contínuo da Usiminas é esquematicamente descrito conforme a Figura 3.12:

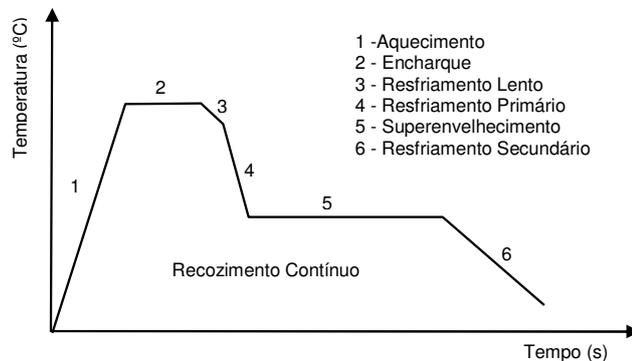


Figura 3.12 - Ciclo térmico esquemático do recozimento contínuo na USIMINAS.

A etapa 1 representa o aquecimento do material desde a temperatura ambiente até a temperatura de encharque, à taxa de aquecimento próxima de 10°C/s . Nesta etapa, conforme Barbosa et al. (2001), ainda não se inicia a recristalização. A recuperação por sua vez ocorre nesta etapa, uma vez que este fenômeno ocorre em temperaturas baixas, bem menores que a temperatura de fusão. A etapa 2 consiste na manutenção do material na temperatura de encharque (entre 770°C e 820°C , conforme as dimensões e necessidades operacionais) por 30 a 40 s, quando ocorre a recristalização seguida do crescimento de grão.

O comportamento das propriedades mecânicas do aço IF-Ti, segundo Barbosa et al. (2001), está associado à variação do tamanho de grão, que por sua vez, é afetado pela temperatura e pelo tempo de encharque. Os mesmos autores observaram que o coalescimento de precipitados durante a etapa de encharque pode promover variações nas propriedades mecânicas, e que as condições de processamento até a etapa de encharque são os únicos fatores que afetam a granulação dos aços IF-Ti. Segundo Barbosa et al. (2001), este fato é explicado pela alta temperatura de recristalização destes materiais em relação aos aços acalmados ao Al, e aos tempos de processo muito curtos, que não permitem o crescimento de grão ainda na etapa de aquecimento. As elevadas taxas de aquecimento praticadas no recozimento contínuo associadas à alta temperatura de recristalização deste aço promovem uma elevação na taxa de nucleação, quando comparado com o recozimento em caixa. O

consequente aumento na temperatura de recozimento faz com que os grãos formados atinjam o tamanho definitivo com tempos de encharque relativamente curtos.

A etapa 3 é chamada de resfriamento lento, à taxa próxima de 15°C/s, até a temperatura de 675°C, onde ocorre a transformação da fase austenítica em ferrítica. A etapa 4 representa o resfriamento rápido a uma taxa de 40°C/s até 410°C, seguida da etapa 5, chamada de superenvelhecimento, que consiste em manter o material nesta temperatura por aproximadamente 40 s. As etapas 4 e 5 têm pouca relevância no processamento dos aços IF devido o baixo teor de C, uma vez que na etapa 4 o resfriamento rápido promove a supersaturação do C em solução sólida e na etapa 5 a manutenção do material à temperatura próxima de 410°C promove a precipitação do C em solução sólida e o coalescimento e espaçamento destes precipitados. Assim sendo as etapas 4 e 5 são importantes no processamento de aços com teor de C mais alto, como o IF-BH e os aços acalmados ao Al.

A etapa 6 representa o resfriamento secundário, onde o material é resfriado até aproximadamente 160 °C, não ocorrendo qualquer transformação. Em seguida o material é resfriado até uma temperatura próxima de 45 °C, através de jatos de água e em seguida passa por um secador, nesta condição o material está pronto para ser submetido à laminação de encruamento.

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 C 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 (Butler, 1963; Jutteau, 1982; Pargamonov, 1987) pelos seguintes fatores:

- grau e velocidade de redução;

- tamanho de grão e qualidade do material;
- condições de atrito (influenciadas pela textura superficial do cilindro, do material e 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 para 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 eliminado, o material apresenta o defeito conhecido como linhas de Lüders (Lüders bands ou Stretcher strains), quando for estampado após o recozimento. No ensaio de tração, esse fenômeno ocorre precisamente ao atingir o patamar de escoamento definido. Para eliminação desse defeito em aços baixo C 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 “linhas de Lüders” e favorecido o processamento do aço nas linhas e aplicações subseqüentes (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 superficial 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: os 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).

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 a graus de estampagem inferiores, e uma das formas é a produção com laminação de encruamento.

Em relação aos seus efeitos, a laminação de encruamento nos aços IF diminui o alongamento total e aumenta o LE (Abe *et al.*, 1991), como se pode ver na Figura 3.13. No caso do LE, a laminação de encruamento de 0,2 % em aços IF aumenta em torno de 20 N/mm² essa propriedade mecânica (Bleck *et al.*, 1986).

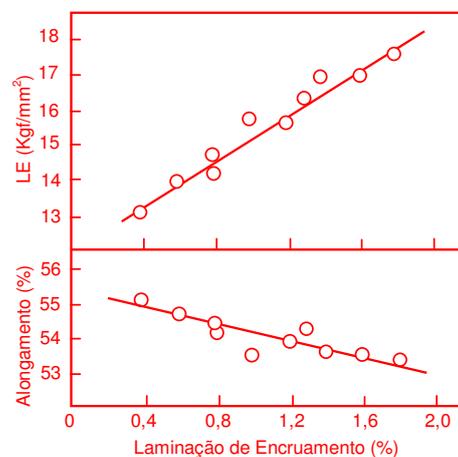


Figura 3.13 - Efeito da redução na laminação de encruamento sobre o alongamento e o LE de aço IF-TiNb (C = 0,0025%, Ti = 0,030%, Nb = 0,006%, temperatura de recozimento igual a 850 °C) (Abe, 1991).

3.2 Formação de precipitados no aço IF-Ti

A formação de vários tipos de precipitados no processamento dos aços IF-Ti relaciona-se diretamente com a textura de recristalização e conseqüentemente com a aplicabilidade destes aços. O ajuste da composição química e das condições de processamento atua de forma decisiva na obtenção das propriedades mecânicas desejadas.

Estudos realizados por Choi et al. (2002) relataram que teores mais altos de Ti nos aços IF-Ti acarretam altas temperaturas de recristalização, e que, em aços com teores mais baixos de Ti, o efeito da formação de precipitados finos durante a etapa de recristalização é minimizado. A formação de precipitados finos na etapa de recristalização inibe o crescimento dos grãos recristalizados.

Huang et al. (2000) utilizaram em seu estudo aços IF Ti-Nb e, de acordo com o teor de Nb e a temperatura de recristalização, apresentaram um modelo matemático para prever a cinética dos fenômenos de recristalização e precipitação. Em concordância com o estudo de Choi et al. (2002), foi observado que a presença de precipitados finos retarda a recristalização. O modelo apresentado por Huang et al (2000) está de acordo com as condições de processamento dos aços IF em escala industrial, no que diz respeito às condições cinéticas de precipitação, quando a temperatura é menor que 675 °C. Nesse estudo foi relatado que nesta temperatura a recristalização é inibida devido às propícias condições de precipitação.

Satoh et al. (1992) abordaram a estabilidade dos precipitados formados antes do processo de laminação a frio nos aços IF-Ti. A importância da formação de precipitados coalescidos e incoerentes laminados a quente foi ressaltada, uma vez que precipitados finos e coerentes promovem uma baixa intensidade da textura {111} após laminação a frio e recozimento, e podem ser instáveis nos estágios de recuperação e recristalização, aumentando as possibilidades do aparecimento de C em solução sólida, fenômeno nocivo para o crescimento de grão. Durante o processo de laminação a frio, o aumento da temperatura do material juntamente com a interação das discordâncias com os precipitados de TiC podem resultar na dissolução dos mesmos. Em suma, o estudo realizado por Satoh et al. (1992) ressalta que antes da recristalização é desejável que haja precipitados coalescidos e incoerentes para

minimizar ainda mais o fenômeno de envelhecimento e maximizar a intensidade da textura {111}, através da redução da quantidade de C em solução, conseqüentemente otimizando as condições da anisotropia.

Subramanian (1992) avaliou em seu estudo os efeitos do tamanho e da dispersão dos precipitados na textura de recristalização e no coeficiente de anisotropia r_m . Foi observado que os precipitados maiores e com maior espaçamento entre si favorecem o fenômeno da recristalização e a formação da textura {111}, otimizando o valor r_m . Precipitados pequenos e pouco espaçados contribuem para a formação da textura {100} em detrimento da textura {111}, deteriorando o valor r_m , além de ancorarem os contornos de grão na etapa de crescimento dos mesmos. Uma das maiores importâncias da formação dos precipitados é a retirada do C em solução sólida. A seqüência de precipitação dos aços IF ligados ao Ti é descrita da seguinte forma: TiN - TiS - $Ti_4C_2S_2$ - TiC - FeTiP.

3.3 Cinética de recristalização em aços IF

A energia interna de deformação e a estrutura de deslocamentos presentes nos grãos deformados a frio representam a força motriz para a ocorrência da recristalização durante o recozimento da chapa. Estes fatores variam de acordo com a orientação dos grãos deformados, e esta dependência é responsável pela formação de certas texturas preferenciais durante o recozimento do aço. Desta forma, a textura de formação inicial é substituída por uma textura de recristalização com orientação diferente.

Uma das principais características dos aços IF do ponto de vista das suas propriedades mecânicas é o seu alto índice de anisotropia normal - r_m - que confere um excelente desempenho em operações de estampagem. Esta propriedade está intimamente relacionada à formação de uma textura de recristalização em que os planos do tipo {111} encontram-se paralelos ao plano da chapa em detrimento às texturas menos favoráveis, em especial as do tipo {100}. Assim sendo, o desenvolvimento de texturas favoráveis à estampagem profunda está relacionado com a nucleação e o crescimento de grãos recristalizados de acordo com texturas adequadas. O processo de nucleação e crescimento de novos grãos, por sua vez, relaciona-se com a formação e migração de contornos de alto ângulo, a partir da

subestrutura remanescente da estrutura original. A mobilidade dos novos grãos pode ser severamente reduzida pela presença de elementos em solução sólida ou por precipitados finamente dispersos. Todos estes fatores relacionam-se com o maior ou menor grau de recristalização dos aços IF.

Wilshynsky et al. (1992) observaram em seu estudo a influência dos parâmetros tempo, temperatura de recozimento e quantidade de elementos estabilizadores e os seus efeitos na recristalização. Os elementos estabilizadores testados foram Ti, Ti-Nb e Nb, e constatou-se que a presença dos elementos estabilizadores retarda sensivelmente a recristalização, sendo este efeito mais acentuado com o uso do Nb. A taxa de recristalização apresentou-se maior para o aço estabilizado com Ti, devido à presença de grandes precipitados cúbicos, que são sítios preferenciais para a nucleação de novos grãos.

O efeito prejudicial que os precipitados finos exercem na recristalização também foi constatado, principalmente nos aços estabilizados com Nb e Ti-Nb. A expressão de Johnson – Mehl – Avrami – Kolmogorov (JMAK) foi citada por Wilshynsky et al. (1992) com o objetivo de delinear o comportamento da recristalização:

$$x = 1 - \exp(-bt^k) \quad (3.3)$$

onde X representa a fração recristalizada, t é o tempo em segundos, b e k são constantes relacionadas com os fenômenos de nucleação e crescimento. Foi observado que a presença de elementos estabilizadores aumenta a energia de ativação para a recristalização devido à presença dos finos precipitados que inibem a migração dos contornos de alto ângulo.

Ferry et al. (2001) verificaram que o aumento da taxa de aquecimento em aços IF com teores de C variando entre 0,003 e 0,05%, no recozimento contínuo, aumenta a temperatura de nucleação e a faixa de temperatura de recristalização, resultando em um decréscimo no tamanho de grão recristalizado.

Neste mesmo estudo, foi desenvolvido um modelo matemático baseado na equação de JMAK, para prever o comportamento da recristalização contemplando cada estágio do fenômeno no recozimento contínuo. Este modelo considera a combinação entre a

taxa de aquecimento, temperatura de recristalização, tempo de encharque e taxa de resfriamento, conforme a equação:

$$X_v = 1 - \exp \left\{ -A \int_{T_0}^{T_1} \left[\exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \right]^{1/n} \left(\frac{dt}{Y_1} \right) + \left[\exp \left(-\frac{Q}{RT_1} \right) \right]^{1/n} \Delta t + \int_{T_1}^{T_2} \left[\exp \left(-\frac{Q}{RT} \right) \right]^{1/n} \left(\frac{dt}{Y_2} \right) \right\}^n \quad (3.4)$$

onde Y_1 e Y_2 são respectivamente as taxas de aquecimento e resfriamento; T_0 , T_1 e T_2 são respectivamente as temperaturas de início, pico e de término da recristalização (K) e Δt é o tempo de encharque isotérmico (s). Foi verificado que o modelo prevê satisfatoriamente valores de fração recristalizada durante altas taxas de aquecimento e resfriamento no recozimento contínuo, onde tais variáveis são bastante significativas.

Weiping et al. (2002) apresentaram outro modelo de cinética de recristalização baseado em parâmetros microestruturais, conforme as equações:

$$X_{rx} = \left(\frac{D}{D_{max}} \right)^3 \quad (3.5)$$

$$D = D_{max} \operatorname{tgh} \left[\frac{M(\rho_i - \rho_f)t}{D_{max}} \right], \quad (3.6)$$

Onde X_{rx} é a fração recristalizada, D é o diâmetro do grão em diferentes estágios de recristalização (metros) e D_{max} é o diâmetro do grão final (metros). ρ_i e ρ_f são respectivamente as densidades de deslocações antes e depois da recristalização (metros quadrados); M é a mobilidade dos contornos de grão de alto ângulo ($m^4s^{-1}J^{-1}$) e t é o tempo em segundos. M é calculado segundo a equação

$$M = M_0 \exp \left(-\frac{Q}{RT} \right), \quad (3.7)$$

onde M_0 é constante ($m^4s^{-1}J^{-1}$) e Q é a energia de ativação para a mobilidade dos contornos de alto ângulo ($KJmol^{-1}$), T é a temperatura em K e R a constante universal

dos gases (J/Kmol). Este modelo teve boa concordância com os dados experimentais.

Neste mesmo estudo foi verificado o efeito da temperatura na cinética de recristalização, constatando-se que o aumento da temperatura favorece tal fenômeno. A redução a frio foi também avaliada, cujo aumento também é eficaz na cinética de recristalização.

4 - METODOLOGIA

Neste capítulo serão discutidos os aspectos relativos à fabricação do aço IF-Ti utilizado neste estudo e produzido normalmente na escala industrial conforme indicado na Figura 4.1. Além disso, será descrito o modo como foram realizados os ensaios para caracterização das propriedades mecânicas do aço em estudo.

Visando o melhor entendimento dos locais onde se realizarão as amostragens a serem aqui estudadas, serão relatadas sumariamente as etapas do processamento industrial do aço em estudo.

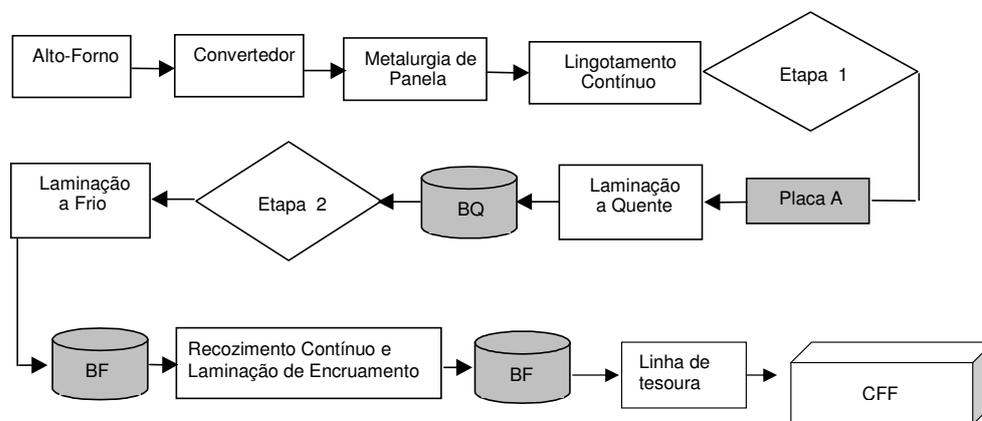


Figura 4.1 - Plano de trabalho (Seqüência das principais fases do processo e etapas de amostragem).

A Figura 4.1 mostra um esquema da seqüência de fabricação da placa após o lingotamento contínuo para uma corrida de aço IF. Depois de laminada a quente, essa placa se transforma em bobina laminada a quente, denominada BQ. Da mesma forma, tem-se em seguida:

- a laminação a frio: a bobina laminada a frio (BF);
- recozimento contínuo e laminação de encruamento: ainda sob denominação de bobina a frio (BF);

- corte na linha de tesoura: chapa fina a frio (CFF);

Para a realização deste trabalho, foi utilizado o material IF-Ti produzido e processado em escala industrial nas instalações da Usina Intendente Câmara, pertencente às Usinas Siderúrgicas de Minas Gerais S.A. (USIMINAS), e transformado através dos processos mostrados na Figura 4.1, em bobinas de dimensões a serem definidas.

Esse material foi produzido em convertedor LD e lingotado por máquina contínua, após tratamento de descarburização em desgaseificador a vácuo tipo RH-KTB (*Ruhrstahl Heraeus - Kawasaki Oxygen Top Blowing System*).

4.1 Processamento industrial do aço em estudo

Composição química

O aço utilizado nos experimentos desta dissertação foi um aço livre de elementos intersticiais, denominado IF, com a seguinte faixa de composição química:

% C	% Mn	% Si	% P	% S	% Al	% N	% Ti
≤ 0,006	≤ 0,350	≤ 0,040	≤ 0,025	≤ 0,025	≤ 0,070	≤ 0,006	0,05~0,08

Tabela IV.1: especificação de composição química do aço IF.

Laminação a quente

No início da etapa de laminação a quente (após fim da etapa 1, Figura 4.1), a placa obtida do lingotamento contínuo, com espessura de aproximadamente 250 mm, foi reaquescida no forno do tipo *Walking-Beam* com temperatura visada em 1180 °C. Em seguida, foi desenformada e processada nos equipamentos mostrados na figura 4.2. No laminador NR1, reversível, a placa sofreu cinco passes, e depois três passes no laminador R2, reversível, para ter sua espessura (a placa agora é chamada de esboço) reduzida ao valor de 33 mm (redução perto de 85 %). Logo em seguida, o esboço foi laminado no trem acabador (laminador contínuo de seis cadeiras), de forma a produzir um laminado a quente com espessura de aproximadamente 5,10 mm, o que correspondeu a uma redução em torno de 85%. Assim, a placa inicial deu origem a

uma bobina chamada laminada a quente (BQ). Na bobina laminada a quente, as temperaturas visadas de acabamento e de bobinamento foram 900 °C e 730 °C, respectivamente.

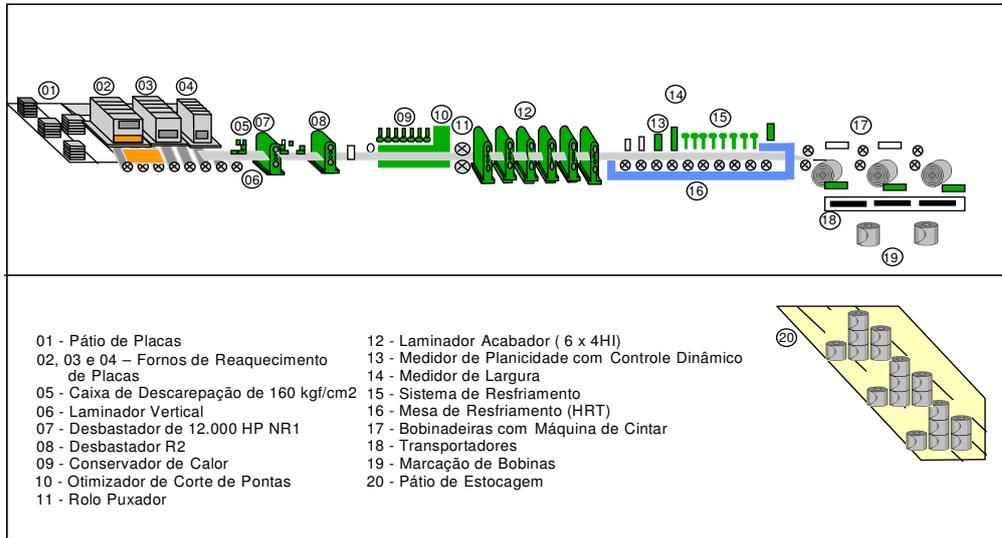


Figura 4.2 - Fluxo produtivo da laminação a quente.

Laminação a frio

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 BQ 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 frio, a espessura dessa bobina foi reduzida de 76%, de 5,10 até 1,20 mm.

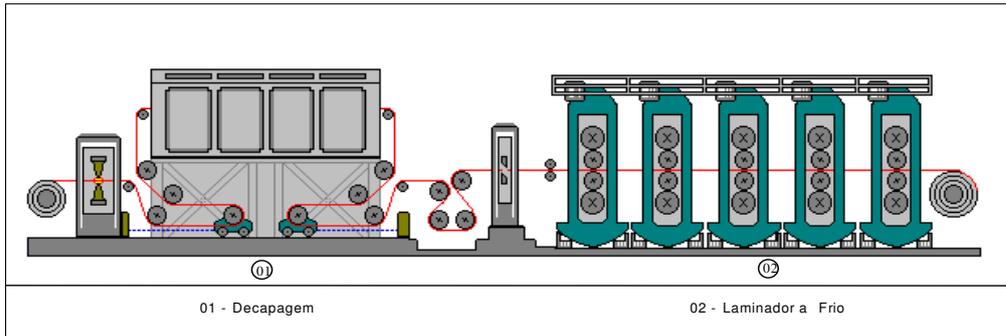


Figura 4.3 - Desenho esquemático do PLTCM.

Recozimento contínuo, encruamento e corte na linha de tesoura

Após o processo pelo PLTCM, a bobina laminada a frio foi recozida e encruada na linha CAPL (*Continuous Annealing Process Line*), composta basicamente de cinco etapas (aquecimento, encharque, resfriamento lento, resfriamento primário, superenvelhecimento e resfriamento secundário) e de um laminador de encruamento. Depois desses processos, a bobina a frio foi dividida em vários fardos de chapas após corte na linha de tesoura, onde foram feitas a inspeção superficial e a retirada de amostras para análise de propriedades mecânicas. O processo da bobina na linha CAPL pode ser resumido conforme a tabela IV.2.

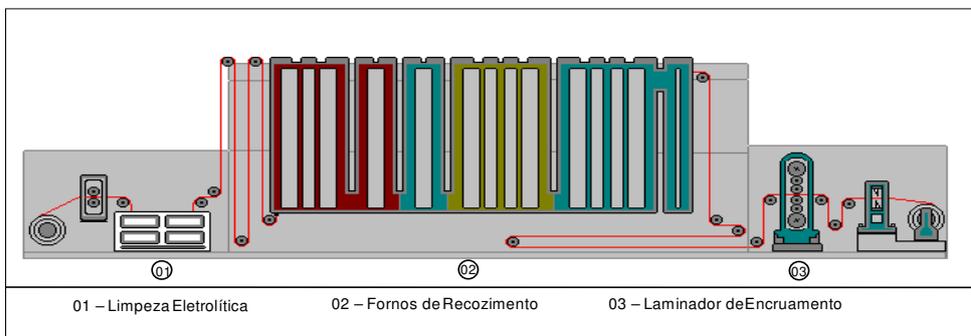


Figura 4.4 - Desenho esquemático da linha de recozimento contínuo.

Temperatura da atmosfera do forno HF (°C)	900
Taxa de aquecimento média prevista (°C/s)	10
Temperaturas de encharque médias (°C)	760, 790 e 820
Tempos de encharque médios (s)	53, 100 e 142
Grau de deformação no encruamento (%)	0,6

Tabela IV.2 - Principais parâmetros da linha de recozimento contínuo.

O estudo realizado por Barbosa et al. (2001) apresentou resultados sobre a influência das condições de encharque no recozimento contínuo dos aços IF-Ti, utilizando a máquina Gleeble. O presente estudo propôs realizar experimentos semelhantes, com o mesmo aço processado na linha de recozimento contínuo da USIMINAS, porém em escala industrial. Foram utilizadas três temperaturas de encharque: 760 °C, 790 °C e 820 °C, e os tempos de encharque foram 53 s, 100 s e 142 s. As etapas do processo de recozimento contínuo realizadas neste trabalho foram :

- aquecimento do material à taxa constante de 10°C/s até a temperatura de encharque, na qual foi mantido por 53, 100 e 142 s, sem que a temperatura da atmosfera do forno de aquecimento ultrapassasse 900 °C;
- resfriamento lento a uma taxa de 15 °C/s até se atingir a temperatura de resfriamento primário de 675 °C;
- resfriamento primário à taxa de 40 °C/s até a temperatura de superenvelhecimento de 370 °C;
- superenvelhecimento, mantendo a temperatura e tempo de tratamento constantes, 410 °C e 180 s respectivamente;
- resfriamento secundário à taxa de 5 °C/s até a temperatura de 160 °C, seguindo-se o resfriamento com água até a temperatura ambiente;
- laminação de encruamento onde o material foi submetido a um alongamento visado em 0,6 % no laminador de encruamento da linha de recozimento contínuo.

A curva esquemática dos ciclos de recozimento contínuo realizados no experimento é mostrada na Figura 4.5.

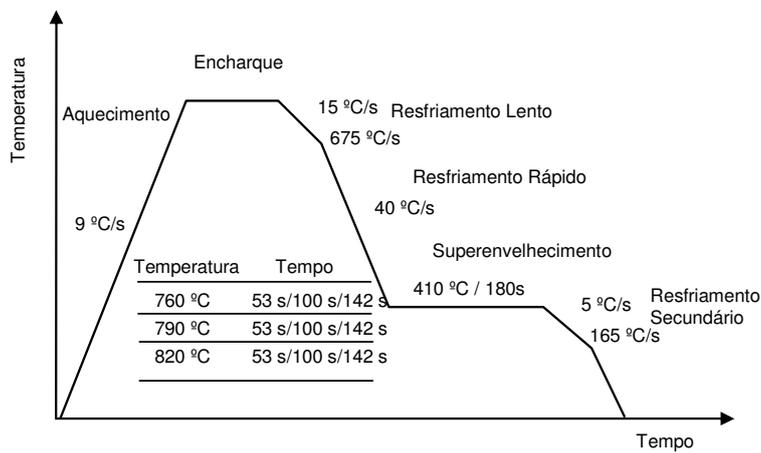


Figura 4.5 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento contínuo.

Após processamento na linha de recozimento contínuo, a bobina foi cortada em chapas na linha de tesoura e as chapas foram embaladas em fardos. Nesta mesma linha ocorreu a retirada das amostras para análise das propriedades mecânicas. A figura 4.6 mostra de forma esquemática a linha de tesoura da USIMINAS.

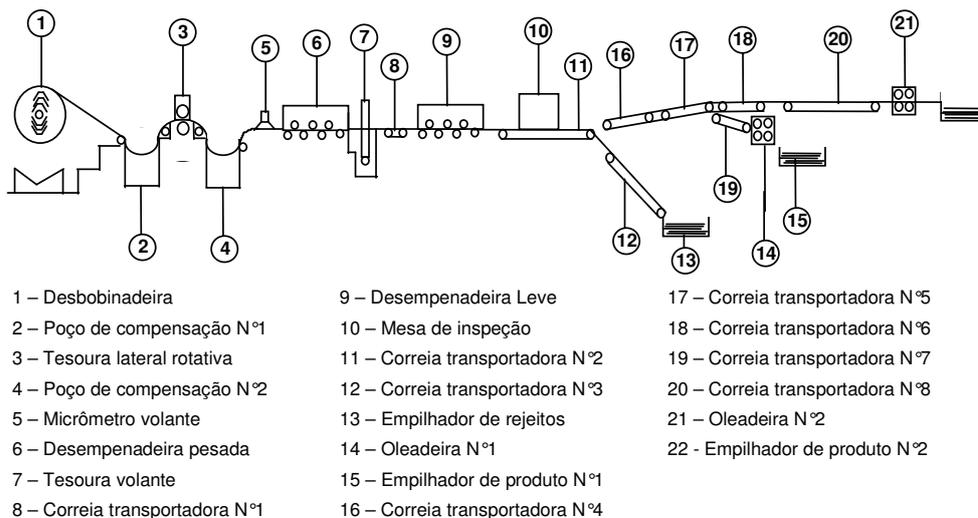


Figura 4.6 - Linha de tesoura.

Amostragens e ensaios realizados

As amostras foram retiradas após o processamento do material na linha de

recozimento contínuo, para verificação das propriedades mecânicas antes do corte na linha de tesoura, evitando-se o risco de cortá-lo indevidamente (propriedades mecânicas fora da especificação do cliente). Uma vez que foram utilizadas três temperaturas e três tempos de encharque para cada temperatura, foram avaliadas nove condições de encharque no recozimento contínuo.

Para a determinação das propriedades mecânicas LE, LR, alongamento, valor r (coeficiente de anisotropia), coeficiente n , dureza e tamanho de grão foram retiradas 3 (três) amostras na região intermediária da BF para cada condição de encharque, totalizando 27 amostras. Para a caracterização destas propriedades mecânicas LE, LR e AL foi feito o teste de tração utilizando-se a norma EN 10.002-1-1990 na máquina Instron 4482. Para a determinação dos valores r e n , utilizou-se a norma EN 10.130-1991+A1-1998, na mesma máquina de tração.

4.2 Processamento do aço em estudo em escala de laboratório

Estudos em escala de laboratório foram realizados em equipamento Gleeble modelo 3500.

Será visto adiante que a composição química do aço em estudo apresentou variações significativas no teor de C, apesar de todas as amostras pertencerem à mesma corrida. Objetivando verificar a influência do teor deste elemento no IF-Ti, foram simulados em escala piloto alguns ciclos de recozimento contínuo.

Foi observado também que a taxa de aquecimento teve variações significativas em escala industrial, isto porque, conforme o modelo matemático da linha de recozimento contínuo, uma só taxa de aquecimento não seria suficiente para se alcançarem as diferentes temperaturas de encharque adotadas, utilizando-se os tempos de encharque previstos. Assim sendo, tornou-se necessário simular outros ciclos em escala piloto para se verificar a influência da taxa de aquecimento nas propriedades mecânicas.

Além do teor de C e da taxa de aquecimento, foram avaliados também os parâmetros tempo e temperatura de encharque, a fim de se comparar com os resultados obtidos em escala industrial. Determinou-se também a temperatura de recristalização em

função dos valores de T_i efetivo.

Para se realizarem as simulações feitas em laboratório, as amostras foram retiradas nas mesmas bobinas do material em estudo, antes de serem processadas na linha de recozimento contínuo (condição “full hard”).

Descrição dos ciclos térmicos em escala de laboratório

Em todos os ciclos térmicos realizados em escala de laboratório a simulação foi feita de modo que a atmosfera do forno de aquecimento não ultrapassasse 900°C . Foram utilizadas ao todo três taxas de aquecimento, denominadas A_{X3} (maior), A_{X2} (intermediária) e A_{X1} (menor). Não foi possível quantificar as taxas de aquecimento, uma vez que suas respectivas curvas são polinomiais.

a) Verificação da influência do teor de C

Foram processadas as amostras com teores de C iguais a $0,0033\%$ ($T_i^* = 6,8$); $0,0039\%$ ($T_i^* = 6,6$); $0,0050\%$ ($T_i^* = 5,9$) e $0,0068\%$ ($T_i^* = 4,2$), adotando-se a taxa de aquecimento A_{X2} no ciclo de recozimento demonstrado na figura a seguir.

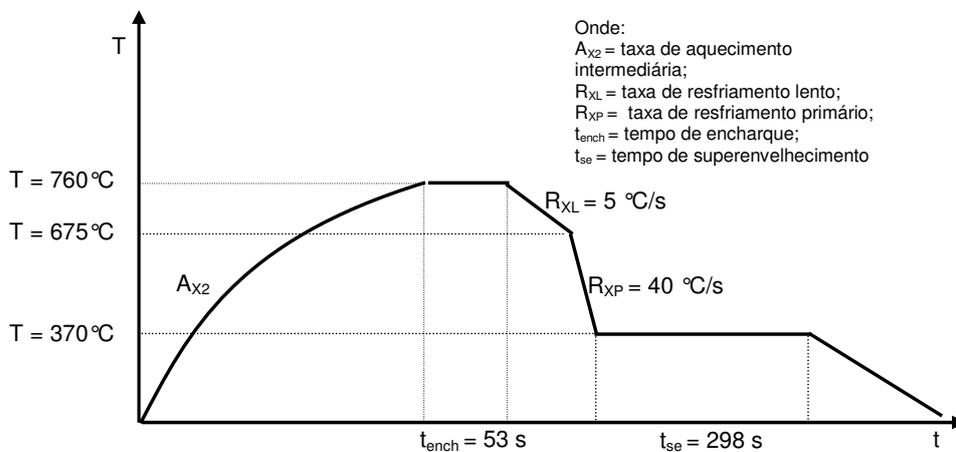


Figura 4.7 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência do teor de C.

b) Verificação da influência da taxa de aquecimento

Para se verificar a influência da taxa de aquecimento utilizou-se a amostra com teor de C igual a 0,0033%, recozendo-a em três taxas de aquecimento: A_{X3} , A_{X2} e A_{X1} , conforme a figura abaixo.

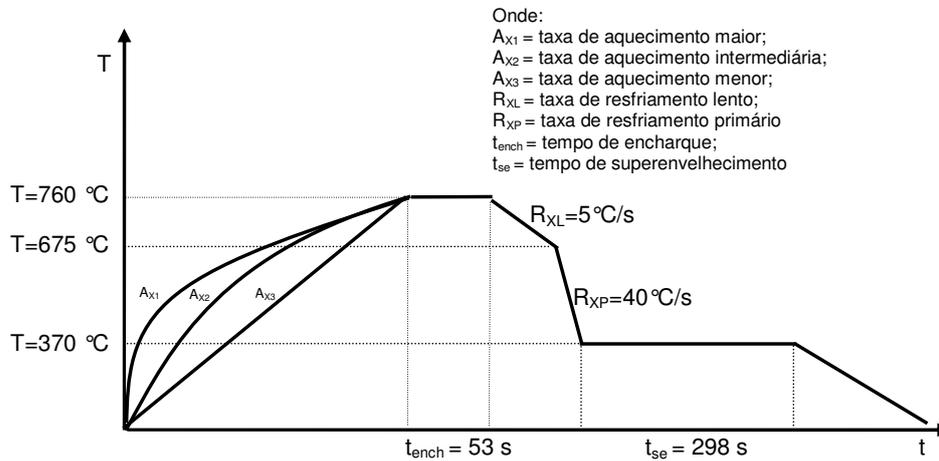


Figura 4.8 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência das taxas de aquecimento.

c) Verificação da influência da temperatura de encharque

Para se verificar o parâmetro temperatura de encharque, foram utilizadas a amostra com teor de C igual a 0,0033% e a taxa de aquecimento A_{X2} , adotando-se três valores de temperatura mostrados na Figura abaixo:

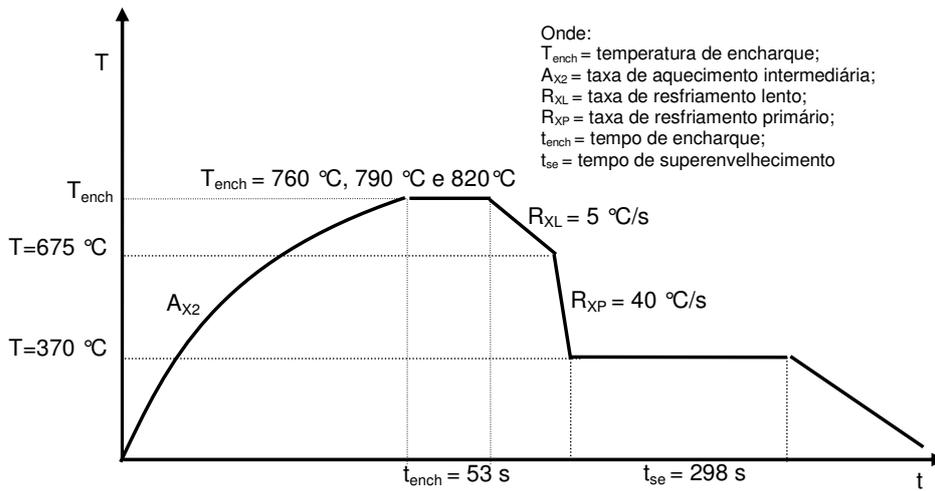


Figura 4.9 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência da temperatura de encharque.

d) Verificação da influência do tempo de encharque

Para se verificar a influência do tempo de encharque foram utilizadas a amostra com teor de C igual a 0,033 %, a taxa de aquecimento A_{X2} , a temperatura de 760 °C e três tempos de encharque. Por este motivo, os tempos de superenvelhecimento também variaram, uma vez que, no recozimento contínuo, a tira desloca-se com a mesma velocidade em qualquer parte do forno.

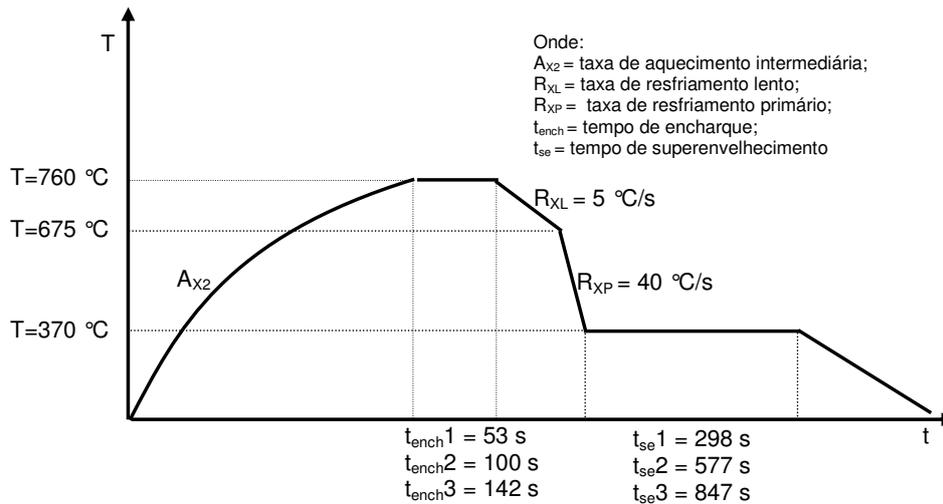


Figura 4.10 - Curva esquemática dos ciclos de recozimento em escala piloto para verificação da influência tempo de encharque.

e) Verificação da influência do T_i efetivo na temperatura de recristalização

Para se verificar a influência do T_i efetivo na temperatura de recristalização, foram retirados seis corpos de prova em cada uma das amostras que apresentaram os teores de C iguais a 0,0050% e 0,0039%, correspondendo aos valores de T_i efetivo iguais a 5,9 e 6,6 respectivamente, sendo um corpo de prova para cada temperatura, e após o aquecimento os mesmos foram resfriados até a temperatura ambiente, como mostra a Figura 4.11. Após o resfriamento foi determinada a fração recristalizada através de metalografia. Em seguida foram realizados ensaios de dureza Vickers em cada amostra referente às temperaturas discriminadas na mesma figura, com o objetivo de se obter um perfil da variação da dureza em função da temperatura. A taxa de aquecimento utilizada foi a A_{X2} (intermediária).

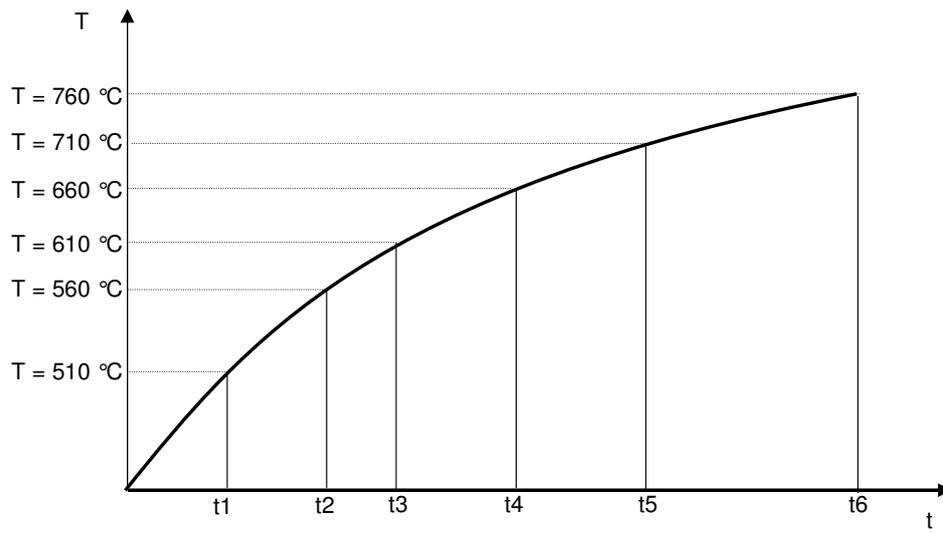


Figura 4.11 - Curva esquemática dos tratamentos térmicos em escala piloto para verificação da influência do T_i efetivo.

5 – RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Análise química das amostras processadas em escala industrial

Os resultados de análise química provenientes das amostras retiradas na linha de tesoura estão em conformidade com a especificação de composição química garantida ao produto conforme tabela VI.1.

T(°C)	t(s)	C	S	Mn	Si	P	Ni	Cr	Nb
758	53	0,0033	0,0110	0,1	0,017	0,007	0,013	0,010	< 0,005
792	53	0,0044	0,0110	0,1	0,011	0,008	0,013	0,010	< 0,005
805	53	0,0031	0,0100	0,1	0,012	0,009	0,014	0,010	< 0,005
758	100	0,0042	0,0100	0,1	0,015	0,009	0,013	0,011	< 0,005
790	100	0,0042	0,0098	0,1	0,015	0,009	0,012	0,011	< 0,005
821	100	0,0060	0,0110	0,1	0,013	0,008	0,014	0,010	< 0,005
759	142	0,0026	0,0110	0,1	0,011	0,008	0,013	0,010	< 0,005
790	142	0,0025	0,0100	0,1	0,014	0,008	0,013	0,011	< 0,005
819	142	0,0027	0,0110	0,1	0,012	0,008	0,014	0,010	< 0,005
MÉDIA		0,0037	0,0105	0,1	0,013	0,008	0,013	0,010	-

T(°C)	t(s)	V	Ti	Cu	Al	N	Ti exc	Ti*
758	53	< 0,005	0,07	0,009	0,047	0,0040	0,0266	7,3
792	53	< 0,005	0,069	0,009	0,042	0,0040	0,0212	6,3
805	53	< 0,005	0,071	0,009	0,047	0,0037	0,0309	8,2
758	100	< 0,005	0,063	0,009	0,029	0,0043	0,0165	5,6
790	100	< 0,005	0,063	0,009	0,029	0,0041	0,0174	5,8
821	100	< 0,005	0,069	0,009	0,042	0,0040	0,0148	5,3
759	142	< 0,005	0,071	0,009	0,046	0,0041	0,0300	8,1
790	142	< 0,005	0,071	0,010	0,047	0,0046	0,0302	7,9
819	142	< 0,005	0,071	0,009	0,047	0,0041	0,0296	8,0
MÉDIA		-	0,069	0,009	0,042	0,0041	0,0241	7,0

Tabela V.1: Composição química por condição de recozimento contínuo.

Apesar de todas as amostras serem provenientes da mesma corrida, o teor de C variou, fato que demandou a realização dos experimentos adicionais em escala piloto. Assim sendo, os valores de T_i efetivo e de T_i em excesso também variaram significativamente.

5.2 Propriedades mecânicas obtidas no processamento em escala industrial

A seguir serão apresentados os resultados de propriedades mecânicas obtidos após o processamento em escala industrial das nove condições de encharque propostas, tomando-se por base a composição química apresentada na tabela V.1.

LE

A Figura 5.1 mostra os resultados do LE. Todos os resultados atenderam à especificação do produto que é de 140 MPa a 180 MPa. Nota-se, de uma forma geral, um decréscimo do LE com o aumento da temperatura, fato que está de acordo com a literatura. Em relação ao fator tempo, observou-se um decréscimo do LE quando o tempo de encharque passou de 100 s para 142 s. Esperava-se que os valores de LE na condição de 53 s de encharque se apresentassem maiores do que os valores da condição de 100s, mas isto não ocorreu. Como o teor de C variou ao longo da corrida, pode-se suspeitar que este fato tenha interferência no resultado, uma vez que o T_i efetivo também varia nessa situação. A taxa de aquecimento também variou, o que possivelmente pode ter causado o comportamento inesperado dos resultados de propriedades mecânicas referentes à condição de tempo de encharque igual a 53 s .

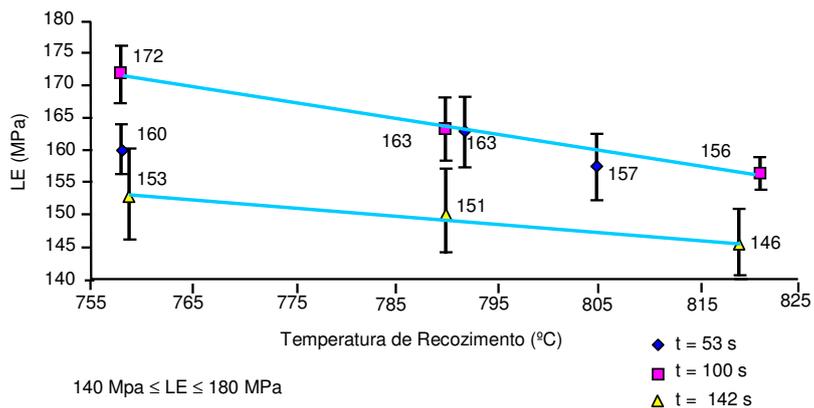


Figura 5.1 – Variação do LE em função da temperatura e do tempo de encharque.

Nota-se que, na condição de maior temperatura para o tempo de encharque de 53 s, na figura 5.1 (805 °C), não foi alcançada a temperatura prevista que seria 820 °C, isto porque para se ter o tempo de encharque igual a 53 s, a velocidade da tira empregada foi de 128 metros por minuto e, como a temperatura da atmosfera do forno foi limitada em 900°C (restrição em função da preservação dos tubos radiantes), nessa velocidade não foi possível ter para tal condição a temperatura de encharque igual a 820°C.

Para se comprovarem os efeitos das variáveis teor de C e taxa de aquecimento tornou-se necessária a verificação das mesmas através de simulações em escala piloto, como será visto adiante.

LR

O LR apresentou comportamento semelhante ao LE, como mostra a Figura 5.2.

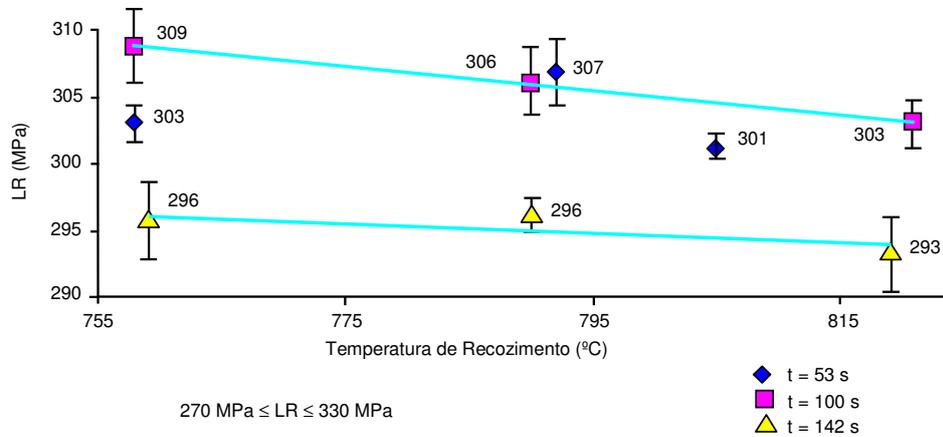


Figura 5.2 – Variação do LR em função da temperatura e do tempo de encharque.

Da mesma forma que o LE, os resultados obtidos atenderam à especificação do produto, de 270 MPa a 330 MPa. O LR diminuiu com o aumento da temperatura, e também diminuiu com a passagem do tempo de encharque de 100 s para 142 s, o que está em plena concordância com a literatura. Os valores referentes à condição de 53 s de encharque apresentaram-se intermediários aos de 100 s e 142 s. A condição de 53 segundos de encharque apresentou as maiores taxas de aquecimento, fato que indica uma influência desta variável nas propriedades mecânicas, bem como o teor de C e os valores de Ti efetivo.

Coefficiente de anisotropia r

Os valores do coeficiente de anisotropia r em função da temperatura são mostrados na Figura 5.3:

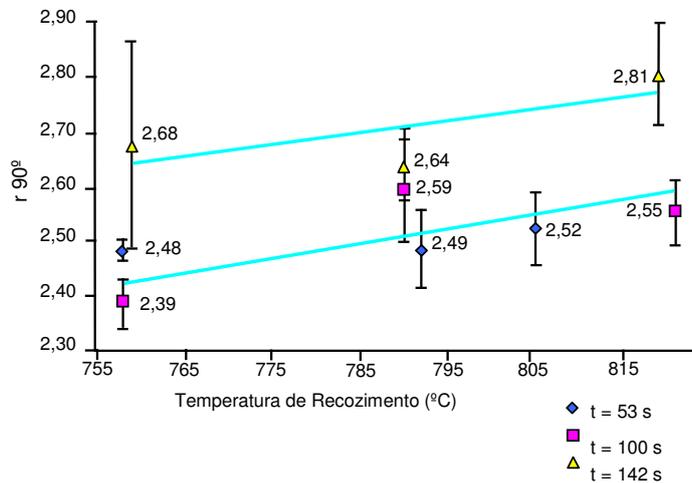


Figura 5.3 – Variação do coeficiente de anisotropia r em função da temperatura e do tempo de encharque.

A exigência do produto foi atendida, que é o valor r maior ou igual a 1,90. Nota-se um ligeiro aumento desta propriedade com o aumento da temperatura e com o tempo. As condições de encharque cujo tempo foi de 53 s apresentaram comportamento coerente com os resultados de LE e de LR, ou seja, esperava-se que os valores r destas condições se apresentassem menores que os valores das condições de encharque cujo tempo foi de 100 s, o que não ficou bem evidenciado. Outro fato inesperado foi a proximidade dos valores r das condições de 100 s e 142 s à temperatura de 790 °C, uma vez que se esperava um valor r maior para o tempo de 142 s nesta temperatura. Mais uma vez ficou clara a necessidade de se verificar a influência da composição química e da taxa de aquecimento nos resultados obtidos.

Valor n de encruamento

Os resultados obtidos para o valor n de encruamento são mostrados na Figura 5.4.

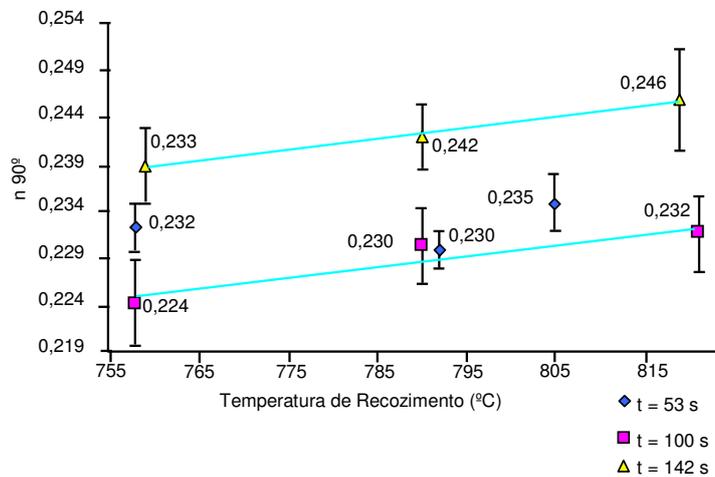


Figura 5.4 – Variação do valor n de encruamento em função da temperatura e do tempo de encharque.

Todos os valores desta propriedade atenderam à exigência do produto, ou seja, valor n maior ou igual a 0,200. Nota-se, de uma forma geral, um aumento do valor n de encruamento com a temperatura e com o tempo de encharque, fato que está de pleno acordo com a literatura. Novamente percebe-se os valores referentes aos tempos de encharque iguais a 53 s em posição intermediária às condições referentes aos tempos de 100 s e 142 s.

Dureza

Os valores obtidos na propriedade dureza são mostrados na Figura 5.5.

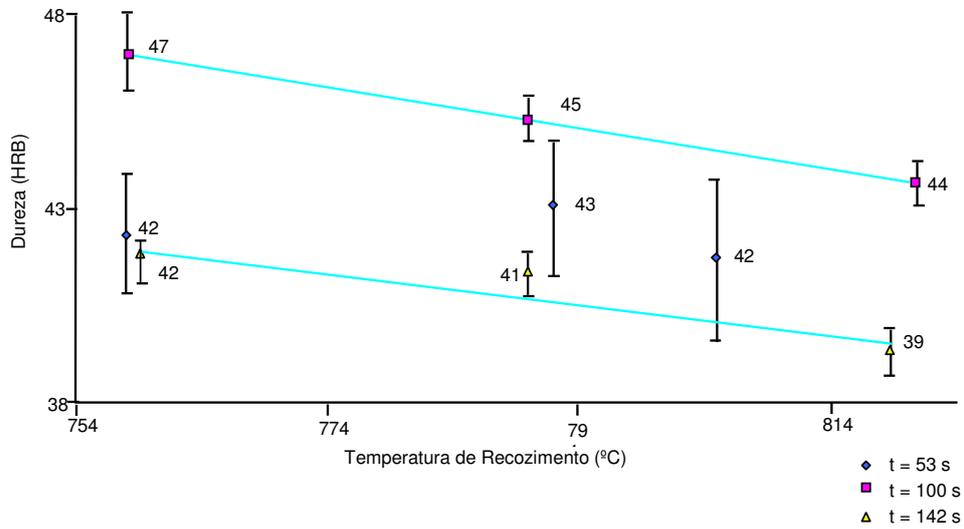


Figura 5.5 – Variação dos valores de dureza em função da temperatura e do tempo de encharque.

Os valores de dureza obtidos atenderam à especificação do produto, ou seja, entre 20 HRB e 50 HRB. O comportamento desta propriedade manteve as mesmas características apresentadas pelas propriedades anteriormente citadas, o que indica uma boa coerência entre os resultados.

Alongamento

A Figura 5.6 mostra os resultados do alongamento.

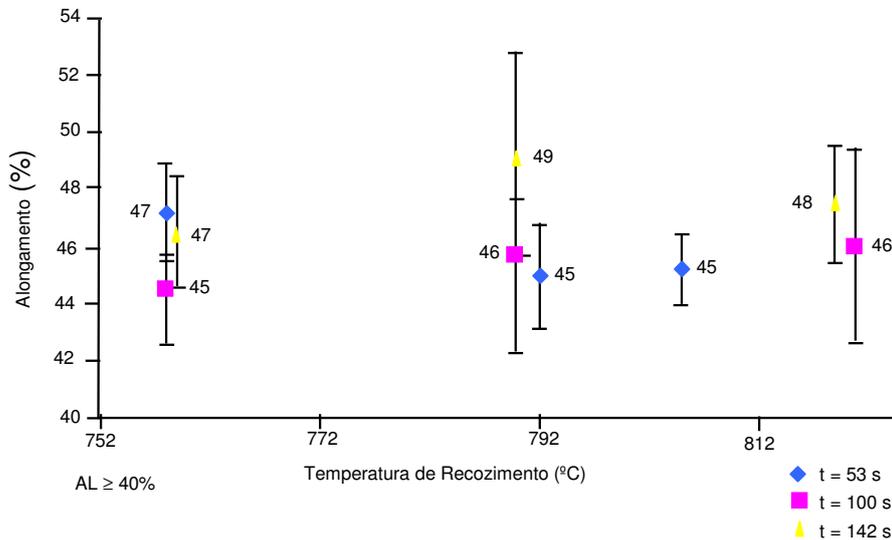


Figura 5.6 – Variação dos valores de alongamento em função da temperatura e do tempo de encharque.

Os valores de alongamento não apresentaram um comportamento semelhante ao previsto pela literatura, que seria o de aumentar com a temperatura ou com o tempo, conforme Strugala et al., 1992. Conforme a figura 3.11, os valores de alongamento apresentaram-se crescentes entre 750°C e 800°C. Nesta referência bibliográfica os intervalos de temperatura empregados foram maiores, ou seja, de 50°C em 50°C, iniciando-se em 700°C e terminando em 900°C, ao passo que no presente trabalho adotaram-se intervalos de temperatura de 30°C, iniciando-se em 760°C e finalizando em 820°C, e os valores de alongamento oscilaram em torno de 46%. Não obstante, a exigência do produto foi atendida, ou seja, o alongamento percentual maior ou igual a 40.

A influência da taxa de aquecimento e do T_i efetivo

Apesar da coerência observada na maioria dos resultados, torna-se necessária a verificação do motivo pelo qual os resultados referentes às condições de encharque cujo tempo foi de 53 s apresentaram-se intermediários aos resultados das condições dos tempos de 100 s e 142 s, em todas as propriedades avaliadas nas temperaturas escolhidas, exceto no alongamento. Conforme Ferry et al. (2001), as altas taxas de aquecimento aumentam a temperatura de recristalização, o que não explica a maior ductilidade das amostras referentes ao tempo de encharque de 53 s em relação às amostras referentes ao tempo de encharque de 100 s, que foram submetidas a taxas de aquecimento menores, se comparadas com as taxas de aquecimento empregadas nas amostras referentes ao tempo de 53 s, como mostra a Figura 5.7.

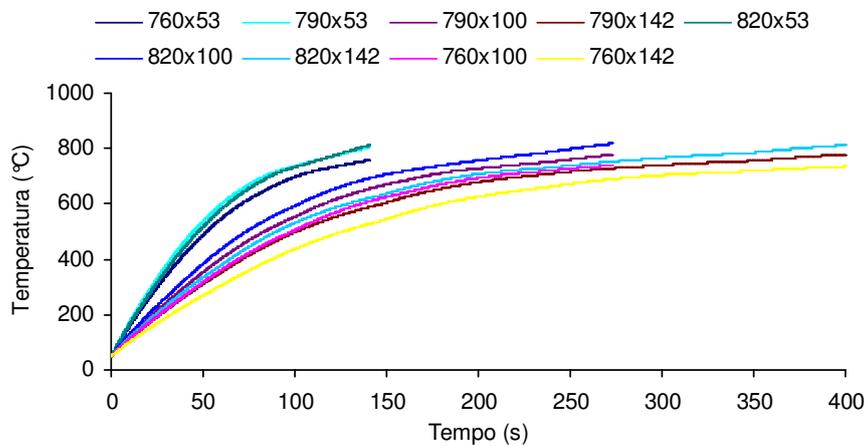


Figura 5.7 – Curvas de aquecimento das condições de encharque adotadas.

Além das taxas de aquecimento maiores, os valores de T_i efetivo para as condições de encharque com tempo de 53 s foram maiores se comparados com os mesmos valores referentes às condições dos tempos de 100 s. Conforme Bleck et al. (1990), aumentando-se o valor de T_i efetivo, a temperatura de recristalização atinge um valor máximo em um valor de T_i efetivo próximo de cinco, e a partir deste valor a temperatura de recristalização apresenta sensível queda até um valor de T_i efetivo próximo de oito, quando esta temperatura de recristalização atinge um valor mínimo e permanece constante, mesmo com o aumento do T_i efetivo, como é mostrado na Figura 3.2.

A Figura 5.8 mostra os valores de LE em função da temperatura, revelando em cada condição os respectivos valores de T_i efetivo.

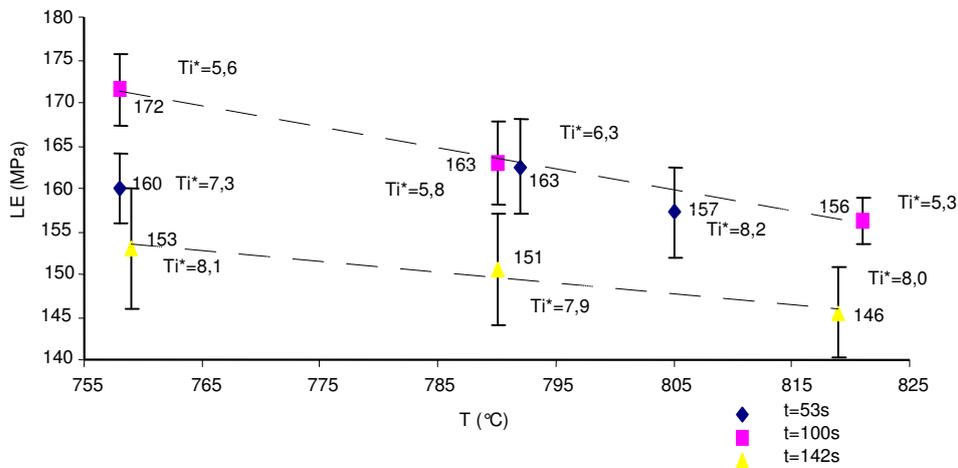


Figura 5.8 – LE em função da temperatura e do tempo de encharque e a influência do T_i efetivo (T_i^*).

Os valores de T_i efetivo para a condição de encharque cujo tempo foi de 53 s foram em geral maiores do que os valores apresentados pelas condições de tempo de encharque igual a 100 s, o que indica uma influência deste parâmetro na temperatura de recristalização e indiretamente na maior ductilidade das amostras referentes ao tempo de 53 s. A partir das simulações feitas em laboratório, serão mostrados adiante os resultados de propriedades mecânicas decorrentes das variações do teor de C e consequentemente dos valores de T_i efetivo, bem como a influência da taxa de aquecimento o que poderá elucidar melhor o assunto.

5.3 Análise química das amostras processadas em escala de laboratório

As amostras utilizadas nas simulações em laboratório, da mesma forma que no caso das amostras industriais, apresentaram considerável variação do teor de C, como mostra a tabela V.2. Comparando-se as amostras referentes às mesmas condições da tabela V.1 (retiradas na mesma bobina) nota-se a diferença entre os teores de C.

AMOSTRA	T(°C)	t (s)	C	S	Mn	Si	P
1 – 07270764	758	100	0,0064	0,012	0,093	0,009	0,007
2 – 07270776	792	53	0,0042	0,012	0,094	0,007	0,010
3 – 07270788	821	100	0,0050	0,012	0,094	0,006	0,010
4 – 07270790	790	100	0,0068	0,012	0,093	0,007	0,013
5 – 07270807	759	142	0,0033	0,012	0,095	0,011	0,012
6 – 07270819	758	53	0,0036	0,011	0,095	0,009	0,012
7 – 07270820	805	53	0,0039	0,012	0,096	0,008	0,011
8 – 07270832	819	142	0,0037	0,012	0,095	0,009	0,021
9 – 07270844	790	142	0,0034	0,012	0,095	0,006	0,015

AMOSTRA	T(°C)	t (s)	Ti	Nb	Al	N	Ti*
1 – 07270764	758	100	0,066	<0,005	0,030	0,0041	4,6
2 – 07270776	792	53	0,070	<0,005	0,041	0,0039	6,4
3 – 07270788	821	100	0,070	<0,005	0,041	0,0038	5,9
4 – 07270790	790	100	0,064	<0,005	0,029	0,0042	4,2
5 – 07270807	759	142	0,070	<0,005	0,042	0,0043	6,8
6 – 07270819	758	53	0,070	<0,005	0,042	0,0040	7,0
7 – 07270820	805	53	0,071	<0,005	0,043	0,0041	6,6
8 – 07270832	819	142	0,071	<0,005	0,043	0,0046	6,4
9 – 07270844	790	142	0,070	<0,005	0,040	0,0055	5,8

Tabela V.2: Composição química das amostras processadas na gleeble por condição de processo no recozimento contínuo.

As análises dos resultados de propriedades mecânicas obtidos em laboratório foram realizadas tomando-se por base a tabela V.2, uma vez que a simulação foi feita com as amostras de composição química discriminada nesta tabela.

5.4 Propriedades mecânicas obtidas em escala de laboratório

A seguir serão apresentados os resultados de propriedades mecânicas obtidos em escala piloto com o objetivo de se verificar as influências dos parâmetros composição química, taxa de aquecimento, temperatura e tempo de encharque.

A influência da temperatura

Conforme Bhattacharya et al. (1990), Strugala et al. (1992), Loureiro et al. (1999), Barbosa et al. (2001) e resultados anteriores, nota-se de maneira geral um decréscimo dos limites de escoamento e de resistência e um aumento do alongamento e dos valores r e n do material com a temperatura, analisando-se as Figuras 5.9 a 5.13.

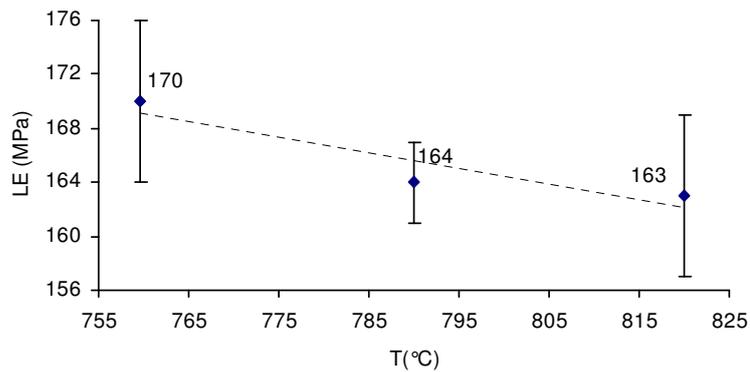


Figura 5.9 – LE em função da temperatura de recozimento.

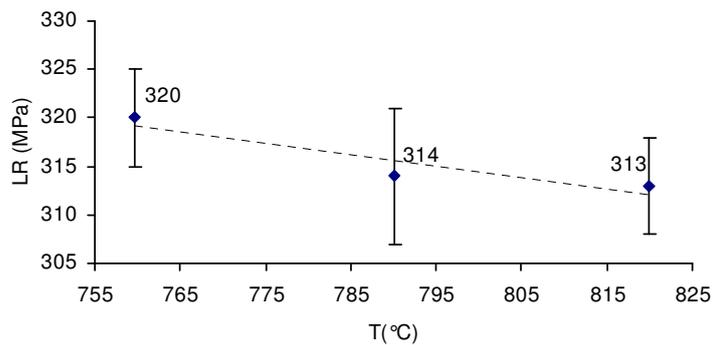


Figura 5.10 – LR em função da temperatura de recozimento.

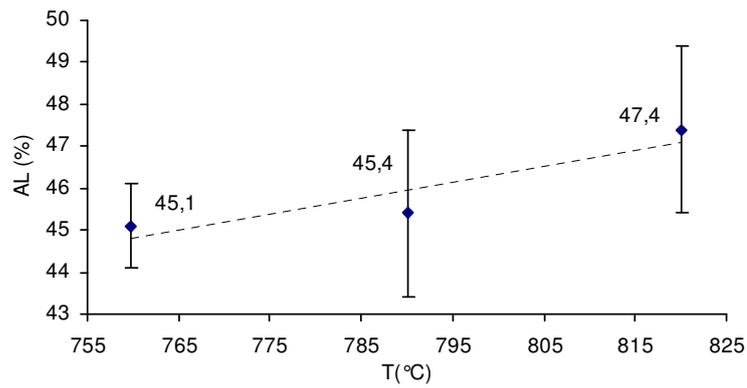


Figura 5.11 – Alongamento percentual em função da temperatura de recozimento.

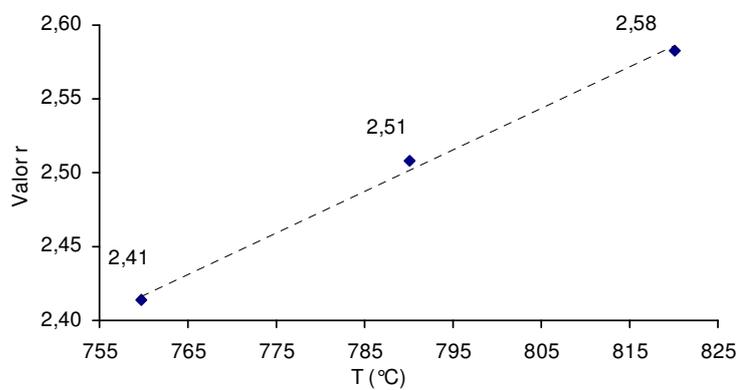


Figura 5.12 – Coeficiente de anisotropia r em função da temperatura de recozimento.

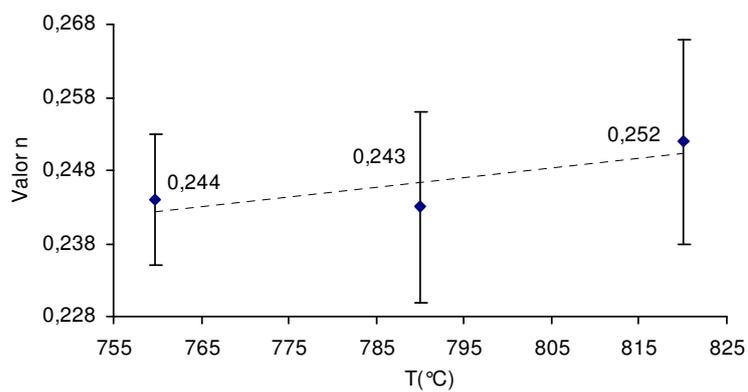


Figura 5.13 – Valor n em função da temperatura de recozimento na gleeble.

A influência do tempo

A variação entre os tempos de encharque utilizados (53 s, 100 s e 142 s) não exerceu consideráveis influências nas propriedades mecânicas, como pode ser observado nas Figuras 5.14 a 5.18, uma vez que os tempos de encharque utilizados tanto em escala industrial como piloto não foram longos o suficiente para que houvessem grandes variações nas propriedades mecânicas.

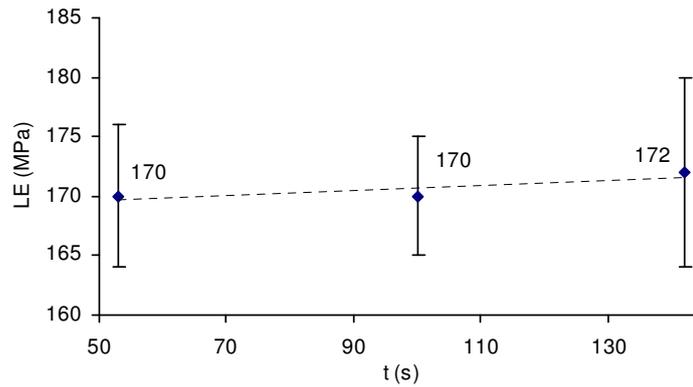


Figura 5.14 – LE em função do tempo de encharque na gleeble.

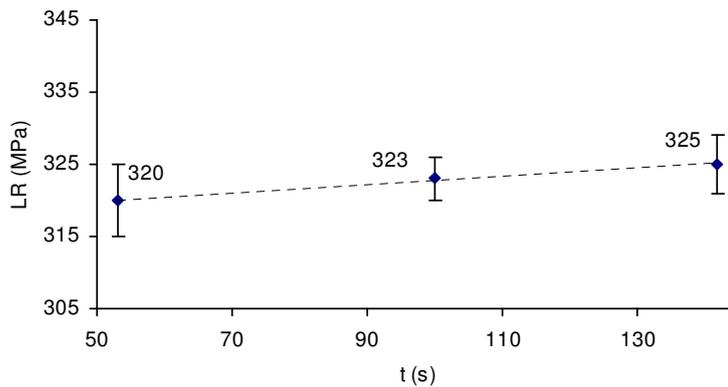


Figura 5.15 – LR em função do tempo de encharque.

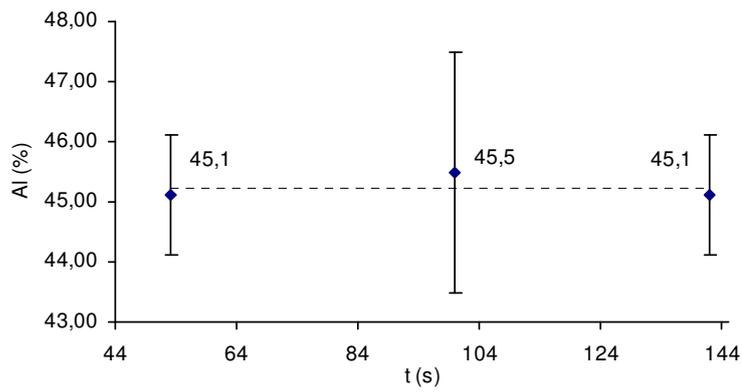


Figura 5.16 – Alongamento percentual em função do tempo de encharque na gleeble.

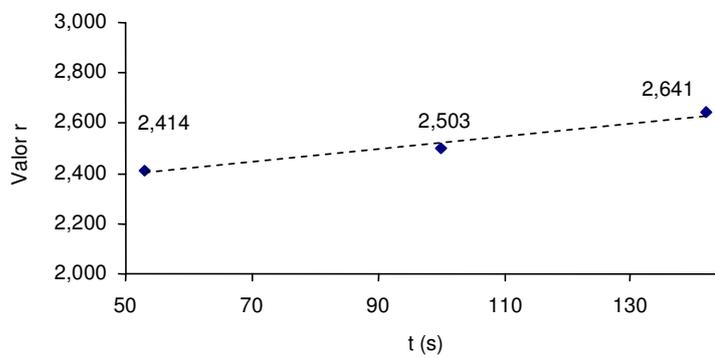


Figura 5.17 – Coeficiente de anisotropia r em função do tempo de encharque.

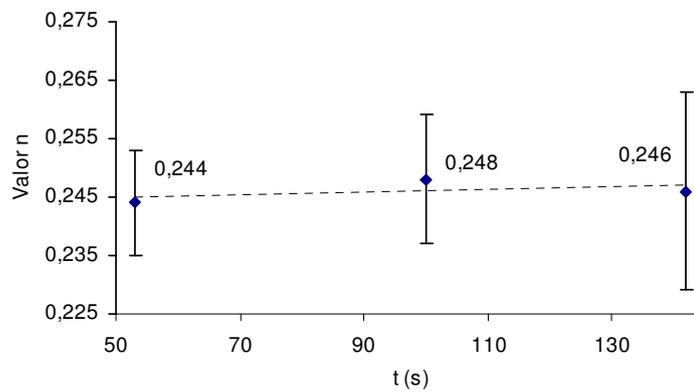


Figura 5.18 – Coeficiente de encruamento n em função do tempo de encharque.

A influência da composição química

A composição química exerceu nítida influência nas propriedades mecânicas, como é observado nas Figuras 5.19 a 5.23. Conforme mencionado anteriormente em Bleck et al. (1990), a temperatura de recristalização varia em função do valor de T_i^* até que este esteja próximo de oito, e a partir daí a temperatura de recristalização assume valor uniforme, mesmo com o aumento de T_i^* . Uma vez que os valores de T_i^* das amostras processadas nas simulações para se verificar a composição química foram todos menores que oito, tem-se, neste caso, altos valores de temperatura de recristalização, influenciando diretamente nas propriedades mecânicas. Além da variação da temperatura de recristalização, teores de C maiores acarretarão maior quantidade de precipitados, influenciando também nas propriedades mecânicas. Com a constatação da influência do T_i^* nas propriedades mecânicas, pode-se afirmar agora que a condição de encharque referente ao tempo de 53 s na escala industrial apresentou-se em condição intermediária às condições de 100 s e 142 s de encharque, porque as amostras referentes ao tempo de 53 s tinham valores de T_i^* maiores do que a condição de 100 s, conseqüentemente apresentando valores de propriedades mecânicas que indicam ductilidade igual ou superior à condição de 100 s. Assim sendo, pode-se supor também que as amostras referentes ao tempo de encharque de 142 s apresentaram maior ductilidade do que todas as demais porque seus respectivos valores de T_i^* foram os maiores, o que pode ser observado na Figura 5.8. Conclui-se então que o tempo de encharque no recozimento contínuo não teve considerável influência nas propriedades mecânicas, conforme comentários anteriores, e que os valores de T_i^* influenciam nas propriedades mecânicas.

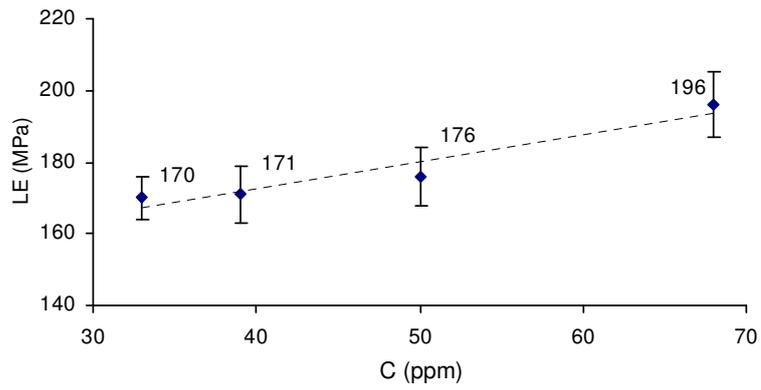


Figura 5.19 – Variação do LE com o teor de C.

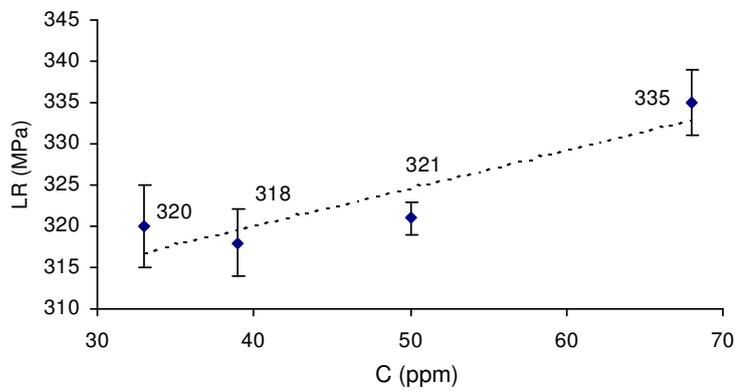


Figura 5.20 - Variação do LR com o teor de C.

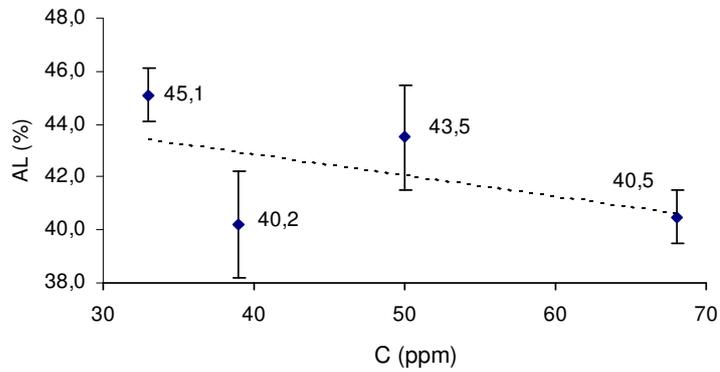


Figura 5.21 - Variação do AL com o teor de C.

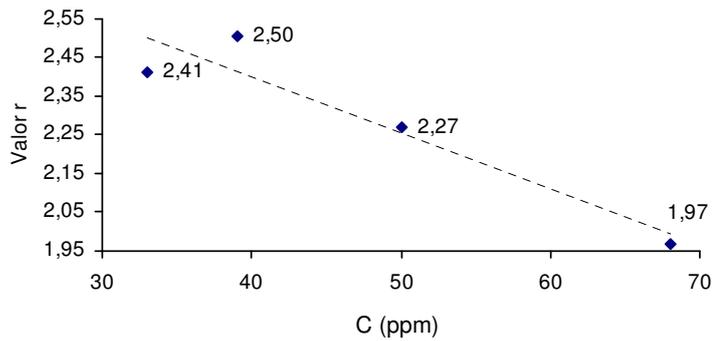


Figura 5.22 - Variação do valor r com o teor de C.

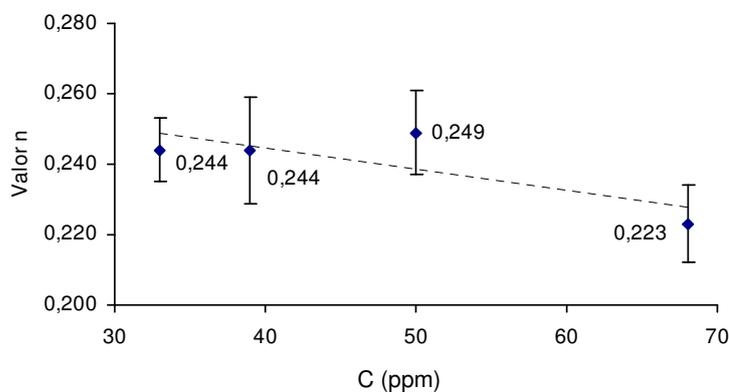


Figura 5.23 - Variação do valor n com o teor de C.

A influência da taxa de aquecimento

Conforme mostram as Figuras 5.24 a 5.28, não se pode afirmar que as variações de taxa de aquecimento exerceram influência significativa nas propriedades mecânicas. Sabendo-se que a condição de encharque de 53 s em escala industrial teve maiores taxas de aquecimento que as demais, além do tempo de encharque menor, julgou-se que as amostras referentes a esta condição teriam menor ductilidade do que as amostras referentes ao tempo de 100 s, o que não foi observado. Tal fato reforça a influência dos maiores valores de T_i^* das amostras da condição de 53 s de encharque na sua maior ou menor ductilidade se comparadas com as amostras da condição de 100 s. Ademais, uma ductilidade menor para uma taxa de aquecimento maior pode ser explicada pelo menor tamanho de grão obtido após o recozimento à taxa de

aquecimento maior, conforme Ferry et al. (2001), para valores acima de 100 °C/s. As taxas de aquecimento utilizadas neste trabalho foram da ordem de 10 °C/s.

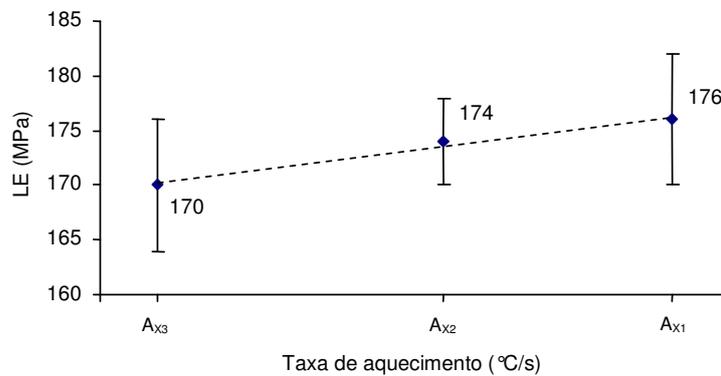


Figura 5.24 - Variação do LE com a taxa de aquecimento.

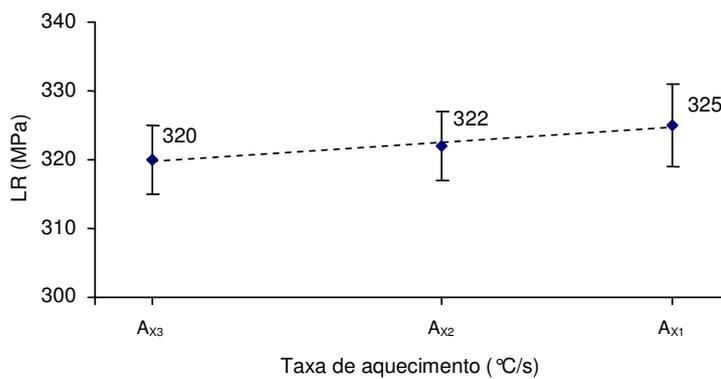


Figura 5.25 - Variação do LR com a taxa de aquecimento.

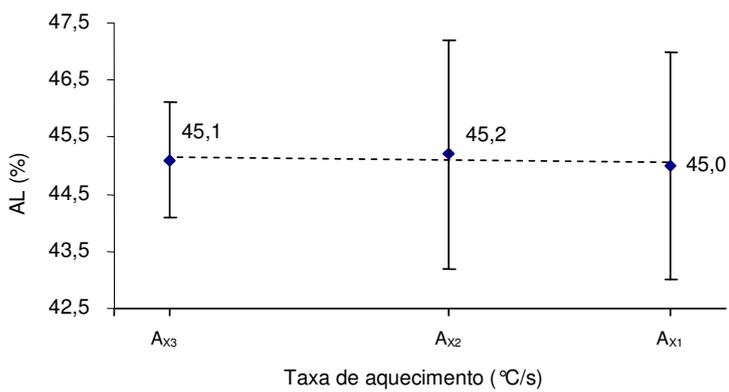
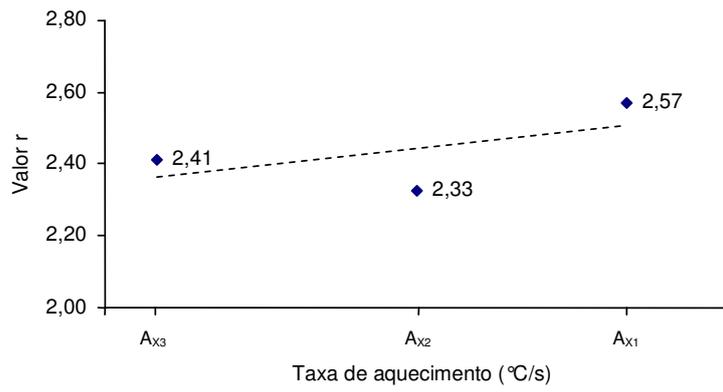
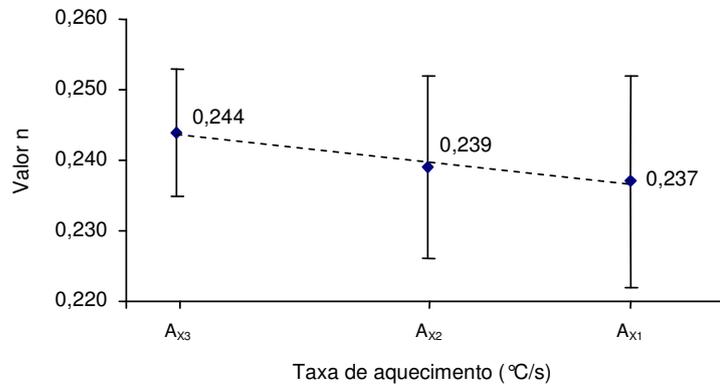


Figura 5.26 - Variação do AL com a taxa de aquecimento.

Figura 5.27 - Variação do valor r com a taxa de aquecimento.Figura 5.28 - Variação do valor n com a taxa de aquecimento.

5.5 Determinação da temperatura de recristalização

A Figura 5.29 mostra as fotografias das microestruturas da amostra com 50 ppm de C e Ti* igual a 5,9. Nota-se que a 710°C o material encontra-se quase totalmente na condição de recristalizado, ao passo que na temperatura de 660°C o mesmo ainda não se encontra recristalizado. Conclui-se então que a recristalização inicia-se em uma temperatura entre 660°C e 710°C. A fração volumétrica da fase recristalizada a 710°C foi determinada por análise da microestrutura em 93,17%.

A Figura 5.30 mostra as fotografias das microestruturas da amostra com 39 ppm de C e Ti* igual a 6,6. Nota-se novamente que a 710°C o material encontra-se quase totalmente na condição de recristalizado, ao passo que na temperatura de 660°C o mesmo ainda não se encontra recristalizado. Conclui-se então que a recristalização inicia-se em uma temperatura entre 660°C e 710°C. A fração volumétrica da fase recristalizada a 710°C foi determinada por análise da microestrutura em 95,17%.

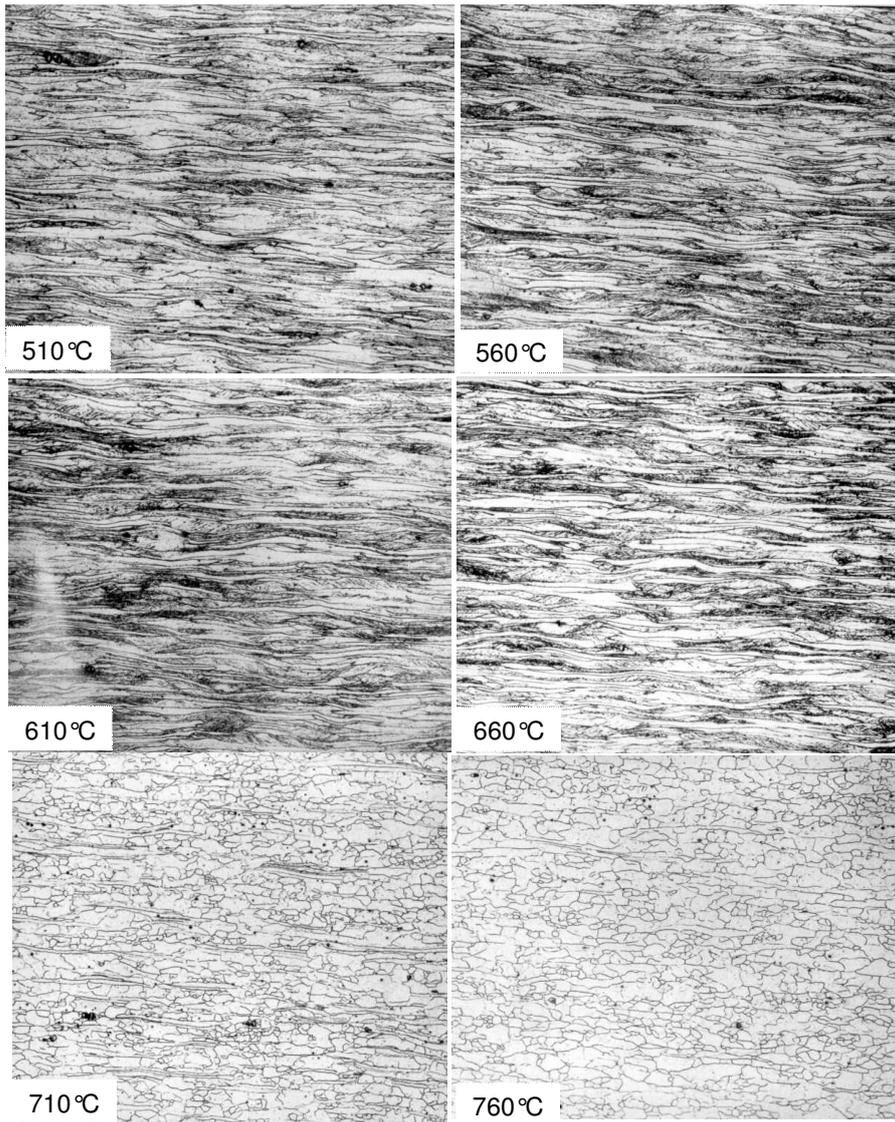


Figura 5.29 – Fotografias das microestruturas do IF-Ti com 50 ppm de C e $Ti^* = 5,9$

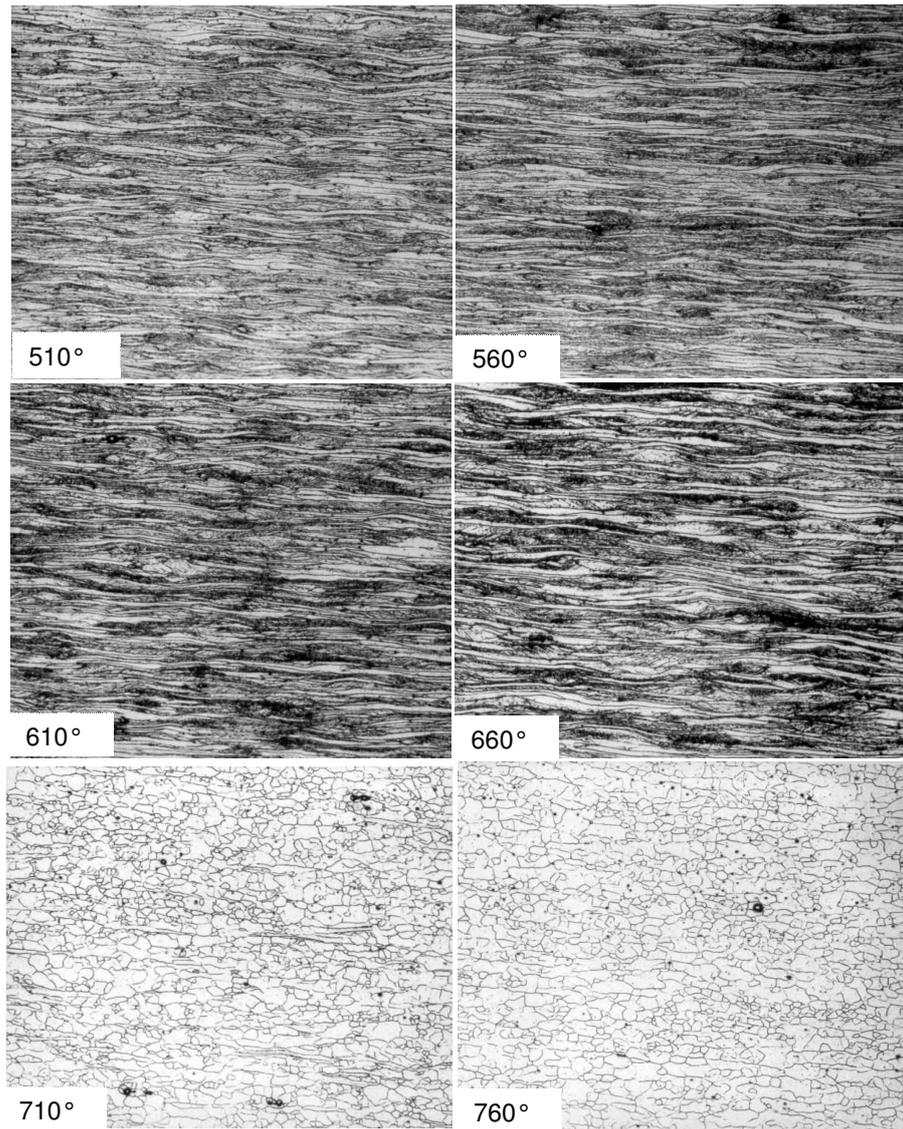


Figura 5.30 – Fotografias das microestruturas do IF-Ti com 39 ppm de C e $T_i^* = 6,6$

Em cada amostra referente às temperaturas de 510°C , 560°C, 610°C, 660°C, 710°C e 760°C dos aços mencionados nas Figuras 5.28 e 5.29, foram feitos os ensaios de dureza Vickers, obtendo-se os perfis de dureza em função da temperatura mostrados na Figura 5.30.

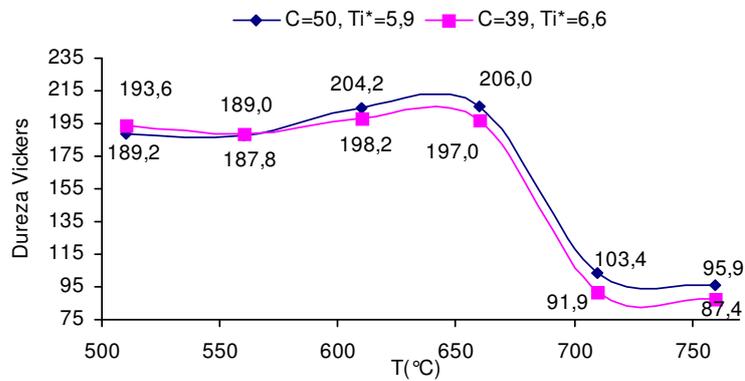


Figura 5.31 - Dureza Vickers em função da temperatura.

Nota-se menores valores de dureza na amostra cujo Ti^* é maior, o que comprova a constatação de Bleck et al. (1990), ou seja, quanto maior o valor de Ti^* , mais facilmente ocorrerá o fenômeno de recristalização. Outro fato a ser observado é a maior fração recristalizada a 710°C para o aço com maior Ti^* .

6 – CONSIDERAÇÕES FINAIS

Conclusões

O objetivo do presente trabalho foi alcançado, uma vez que o comportamento das propriedades mecânicas do material IF-Ti em decorrência da variação de condições de encharque passou a ser melhor entendido, permitindo que a Usiminas possa optar por outras alternativas de processamento do IF-Ti que ofereçam melhor otimização do custo de produção deste aço no recozimento contínuo.

A temperatura de 760 °C é uma boa opção para se processar o material IF-Ti preservando o equipamento e sem comprometer as propriedades mecânicas, uma vez que o recozimento nesta temperatura mostrou-se eficiente, mesmo em materiais com teores de C maiores e Ti* menores.

A composição química afetou sensivelmente as propriedades mecânicas, que passam a ficar mais propícias à estampagem quando o material possui teores de C menores e valores de Ti* maiores, sendo neste caso o recozimento à temperatura de 760 °C suficiente para se obterem as propriedades mecânicas exigidas.

O parâmetro tempo de encharque não exerceu grandes influências nas propriedades mecânicas, porque não foi longo o suficiente para tal, tanto nos experimentos em escala industrial como nos experimentos em escala piloto.

Não se pode afirmar que a variação da taxa de aquecimento acarretou variações nas propriedades mecânicas uma vez que a ordem de grandeza da variação deste parâmetro foi pequena. Tal parâmetro exerce influência para taxas de aquecimento acima de 100 °C/s, conforme Ferry et al. (2001).

Sugestão para trabalho futuro

Realizar trabalho semelhante com os aços de alta resistência e baixa liga (HSLA), uma vez que a demanda e a produção dos mesmos são cada vez maiores. Tal estudo necessitaria de um enfoque maior não só na temperatura mas também no tempo de encharque, uma vez que, quando ocorre redução de velocidade (em geral acima de 20% do valor nominal) no processamento deste material (aumento do tempo de encharque), observa-se variação considerável nas propriedades mecânicas, sob o risco do produto não mais estar adequado à aplicação, visto que o aço HSLA é aplicado principalmente em peças de reforço na indústria automotiva.

7- 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.

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.

Associação Brasileira de Normas Técnicas. Produtos planos de aço: determinação das propriedades mecânicas a tração. NBR 6673. Rio de Janeiro, 1981.

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 microligado com Ti. In: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA, 56. Belo Horizonte, 16 a 20 jul. 2001.

BHATTACHARYA, D.; GUPTA, I. Metallurgy of formable vacuum degassed interstitial free steels. In: Metallurgy of Vacuum Degassed Steels, 1990, p. 43-72.

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

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.

CHOI, J.Y.; SEONG, B.S.; BAIK, S.C.; LEE, H.C. Precipitation and Recrystallization Behavior in Extra Low Carbon Steels. ISIJ International, vol 42, n 8, 2002, p. 889-893.

DEARDO, A. J.; GARCIA, C. I.; HUA, M.; TITHER, G. Precipitation behavior and

solute effects in interstitial-free steels. International Forum for Physical Metallurgy of IF Steels, Tokyo, v.10-11, 1994, p. 293-321.

DIETER, G. E. Metalurgia Mecânica. 2. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Kokgan, 1981. 587p.

FERRY, M.; MULJONO, D; DUNNE, D.P. Recrystallization Kinetics of Low and Ultra Low Carbon Steels During High-Rate Annealing .ISIJ International, vol 41 n.9, 2001, p. 1053-1060.

FONSECA, T. C. Estampabilidade de chapas de aços I.F. após relaminação de encruamento e recozimento. 2003. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais.

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.

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.

HUANG, C; HAWBOLT, E.B.; MEADOWCROFT, T.R. Precipitation Evolution and Its Effect on Static Recrystallization in the Ferrite Region for Two Ti-Nb Stabilized IF Steels. Canadian Metallurgical quarterly, vol 39 n. 3, 2000, p. 369-378.

HUNDY, B. B. Inhomogeneous Deformations During the Temper-Holling of Annealed

Mild Steel. In: Journal of the Iron and Steel Institute. Dec. 1955., p.313-315.

JONAS, J. J.; RAY, K. R.; HOOK, R. E. Cold rolling and annealing textures in low carbon and extra low carbon steels. International Materials Reviews, v. 39, p. 129-172, 1994.

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

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.

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

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.

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.

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.

PINTO, M. C.; KLEIN, L. N.; CASTRO, L. C.; ALVES, A. C. Desenvolvimento de aços 'interstitial free' pela USIMINAS. Metalurgia e Materiais. São Paulo: ABM, v. 48, n. 406, 1992, p.327-333.

RABELO, G. B. C. Avaliação comparativa de aços livres de intersticiais (IF) e aços endurecíveis pôr envelhecimento na cura da pintura (BH) da Classe 220 MPa de LE. 1999. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) - Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte.

REED-HILL, R. E. Princípios de metalurgia física. 2. ed. Rio de Janeiro: Editora Guanabara Dois, 1982, p. 288-272.

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

SATOH, S.; MORITA, M.; KATO, T.; HASHIMA O. Carbide Dissolution in Interstitial Free Steel in Continuous Annealing. Developments in the Annealing of Sheet Steels, Edited by Pradhan and I. Gupta. The Minerals, Metals & Materials Society, 1992.

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

SUBRAMANIAN, S. V.; GAO, J. Effect of precipitate size and dispersion on Lankford values of titanium stabilized interstitial-free steels. ISIJ International, v.34, 1996, p. 53-65.

SUBRAMANIAN, S.V.; PRIKRIL, M. Effect of Precipitate Size and Dispersion Values of Ti Stabilized Interstitial-Free Steels. Developments in the Annealing of Sheet Steels. Edited by Pradhan and I. Gupta. The Minerals, Metals & Materials Society, 1992.

WEIPING, Y.; GALL R.L.; SANDREMAN, G. A Study of the Recrystallization of an IF Steel by Kinetics Models. Materials Science and Engineering A 332, 2002 p. 41-46.

WILSHYNSKY-DRESLER, D.O.; KRAUSS, G.; MATLOCK, D.K. Recrystallization of Interstitial-Free Steels Developments in the Annealing of Sheet Steels, Edited by Pradhan and I. Gupta. The Minerals, Metals & Materials Society, 1992.

YAMADA, T.; ODA, M.; AKISUE, OSAMU. Effects of copper, nickel, chromium and tin on mechanical properties of titanium-bearing extra low-carbon steel sheets. ISIJ International, v. 35, n. 11, 1995, p. 1422-1429.

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.