UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS

Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional

Dissertação de Mestrado

Efeito da temperatura de bobinamento na laminação de tiras a quente sobre as propriedades mecânicas de um aço multifásico da classe de 800 MPa de limite de resistência com requisitos de expansão de furo

> Autor: Luciano Santos Marques Orientador: Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono

> > Julho/2019

Luciano Santos Marques

Efeito da temperatura de bobinamento na laminação de tiras a quente sobre as propriedades mecânicas de um aço multifásico da classe de 800 MPa de limite de resistência com requisitos de expansão de furo

> Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do Grau de Mestre em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas.

Área de Concentração: Metalurgia Física Orientador: Prof. Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono

> Belo Horizonte Universidade Federal de Minas Gerais Escola de Engenharia 2019

Marques, Luciano Santos. Efeito da temperatura de bobinamento na laminação de tiras a quente sobre as propriedades mecânicas de um aço multifásico da classe de 800 MPa de limite de resistência com requisitos de expansão de furo [recurso eletrônico] / Luciano Santos Marques. - 2019. 1 recurso online (xv, 53 f. : il., color.) : pdf. Orientador: Vicente Tadeu Lopes Buono. Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia. Bibliografia: f. 51-53. Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader. 1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses. 3. Laminação (Metalurgia) - Teses. 4. Aço - Teses. I. Buono, Vicente Tadeu Lopes. II. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. III. Título.

Ao Deus trino. À minha amada esposa pelo incentivo e apoio. Às minhas filhas pelo carinho recebido. À Usiminas pela oportunidade.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela Graça concedida na realização deste estudo;

A Usiminas, em especial os gestores Helber Luiz Oliveira Ribeiro, Ivan de Castro e Gláucio Bórtoli da Cruz Rabelo, além de todos os colegas do Controle Integrado, que me apoiaram na realização deste trabalho, em especial à equipe de laminados a quente;

Ao Prof. Vicente Tadeu Lopes Buono pela orientação e dedicação;

Ao pesquisador e Dr. Túlio Magno Füzessy de Melo pela orientação incondicional, dedicação e incentivo para a execução deste estudo;

Aos colegas do Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, Laboratório de Teste Mecânico e Laminação a Quente, pelo apoio dedicado à realização deste trabalho.

SUMÁRIO	

LIS	TA E	DE F	IGURAS	viii
LIS	TA I	DE T	ABELAS	xi
LIS	TA I	DE N	IOTAÇÕES	xii
RES	SUM	O		xiv
ABS	STRA	ACT		. XV
1	INT	ROI	DUÇÃO	1
2	OBJ	IETI	VO	3
3	REV	VISÃ	O BIBLIOGRÁFICA	4
3.	1	Aço	s Avançados de Alta Resistência	4
3.	2	Aço	s Complex Phase	6
3.	3	Ten	peraturas de Laminação	. 12
	3.3.	1	Temperatura de reaquecimento de placa	. 12
	3.3.2	2	Temperatura de acabamento	. 12
	3.3.	3	Temperatura intermediária	. 13
	3.3.4	4	Temperatura de bobinamento	. 13
3.	4	Mic	roestruturas bainíticas	. 15
3.	5	Efei	to dos Elementos de Liga nos Aços Complex Phase	. 17
3.	6	Med	canismos de Endurecimento	. 17
	3.6.	1	Endurecimento por precipitação	. 18
	3.6.2	2	Endurecimento por solução sólida	. 18
	3.6.	3	Endurecimento por refino de grão	. 19
3.	7	Flar	ngeamento	. 19
	3.7.	1	Teste de expansão de furo	. 20
	3.7.2	2	Condição da borda do furo	. 26
4	PRC	DCEI	DIMENTO EXPERIMENTAL	. 27
4.	1	Mat	erial utilizado	. 27
4.	2	Proc	cessamento	. 27
4.	3	Am	ostragem	. 28
4.	4	Cara	acterização do material	. 29
	4.4.	1	Composição química	. 29
	4.4.2	2	Ensaios de tração	. 29

	4.4.3	Ensaio de expansão de furo		
	4.4.4	Análise metalográfica	34	
5	RESUL	TADOS E DISCUSSÃO		
5	5.1 Ca	racterização do material		
	5.1.1	Caracterização microestrutural	35	
	5.1.2	Propriedades mecânicas em tração	44	
	5.1.3	Expansão cônica de furo	46	
	5.1.3	1 Aspecto do furo antes e após o ensaio de expansão de furo	46	
6	CONCI	LUSÕES		
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS			
8	REFERÊNCIAS			

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 – Relação entre limite de resistência e alongamento total em tração para
vários tipos de aços (adaptado de KEELER, et al., 2017)1
Figura 3.1 – Microestrutura esquemática de um aço DP, mostrando as ilhas de
martensita em matriz de ferrita4
Figura 3.2 – Microestrutura esquemática de um aço FB
Figura 3.3 – Microestrutura esquemática de um aço TRIP
Figura 3.4 – Microestrutura esquemática de um aço Complex Phase (KEELER, et al.,
2017)
Figura 3.5 - Possibilidades de aplicação dos aços AHSS na carroceria dos automóveis.
(https://www.greencarcongress.com)
Figura 3.6 – Curvas tensão x deformação verdadeira para diversas classes de aço CP
(KEELER, et al., 2017)
Figura 3.7 – Esquema do processamento termomecânico do experimento em
dilatometria, a fim de se alcançar as condições de recristalização ou não recristalização
(panquecamento) da austenita (H. SCOTT, et al., 2017)
Figura 3.8 – (a) Diagrama TRC e (b) frações volumétricas das fases presentes, em
função da taxa de resfriamento, para a condição de austenita recristalizada (H. SCOTT,
<i>et al.</i> , 2017)
Figura 3.9 – (a) Diagrama TRC e (b) frações volumétricas das fases presentes, em
função da taxa de resfriamento, para a condição de austenita panquecada (H. SCOTT, et
<i>al.</i> , 2017)
Figura 3.10 – Esquema representativo do processamento termomecânico dos aços
complex phase (adaptado de FERRER, 2003)11
Figura 3.11 – Esquema representativo do processo de Laminação de Tiras a Quente da
Usiminas, Usina de Ipatinga (Fonte: Usiminas)
Figura 3.12 – Diagrama TRC de um aço <i>complex phase</i> da classe de 800 MPa (Fonte:
Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas)
Figura 3.13 – Definição dos tipos de bainita baseada na distribuição dos ângulos de
desorientação entre os contornos (ZAJAC, et al., 2005)15

Figura 3.14 – Representação esquemática da formação da bainita superior e da bainita
inferior (BHADESHIA, et al., 2006)16
Figura 3.15 – Tipos de processos de flangeamento
Figura 3.16 – Diagrama esquemático do ensaio de expansão cônica de furo20
Figura 3.17 – Relação entre volume e tipo de segunda fase e o coeficiente de expansão
de furo λ (SUDO <i>et al.</i> , 1982)
Figura 3.18 - Relação entre resistência, capacidade de expansão de furo e alongamento
de vários aços, em função de sua microestrutura (adaptado de SENUMA, 2001)23
Figura 3.19 – Esquema do processo de resfriamento dos aços laminados a quente e
obtenção de alta capacidade de expansão de furo, com formação do precipitado TiC
(adaptado de SENUMA, 2001)
Figura 3.20 – Microestruturas dos aços com a) 540 MPa e b) 590 MPa, do experimento
de MUKHERJEE et al., (2016)
Figura 3.21 – Relação entre a diferença de dureza entre a ferrita e a martensita e a razão
de expansão de furo (HASEGAWA et al., 2004)25
Figura 4.1 – Representação esquemática da amostragem das bobinas (Fonte: autor)29
Figura 4.2 - Dimensões do corpo de prova de tração com geometria JIS N $^{\circ}$ 0530
Figura 4.3 - Prensa universal Erichsen, modelo 145-60 (Fonte: Centro de Pesquisa &
Desenvolvimento da Usiminas)
Figura 4.4 – Esquema do ferramental do ensaio de expansão cônica de furo (adaptado
de NARAYANASAMY, et al., 2010)
Figura 4.5 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de expansão cônica de furo
(Fonte: autor)
Figura 4.6 – Condição da borda do furo antes e após o ensaio de expansão cônica de
furo (Fonte: Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas)
Figura 5.1 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MO.
Ataque: nital 4%, ampliação: 500X36
Figura 5.2 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MO.
Ataque: nital 4%, ampliação: 1000X38
Figura 5.3 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MEV.
Ataque: nital 4%, ampliação: 3000X40

Figura 5.4 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MEV.
Ataque: nital 4%, ampliação: 10000X. FP = ferrita poligonal; QP = ferrita quase
poligonal; FB = ferrita bainítica; MA = martensita/austenita; BSD = bainita superior
degenerada; P = perlita
Figura 5.5 – Efeito da temperatura de bobinamento no (a) limite de escoamento (LE), b)
limite de resistência (LR) e (c) alongamento (Alo) do aço estudado. As linhas tracejadas
indicam as faixas especificadas para o grau SPH780R da norma JFS A 1001 44
Figura 5.6 – Efeito da temperatura de bobinamento (TB) na capacidade de expansão de
furo do aço estudado. A linha tracejada indica o valor mínimo de λ especificado para o
material avaliado

LISTA DE TABELAS

Tabela IV.1 - Composição química típica especificada para um aço Complex Phas	se da
classe de 800 MPa de resistência (% em massa)	27
Tabela IV.2 - Condições visadas de laminação a quente na experiência realizada	28

LISTA DE NOTAÇÕES

- AHSS = Advanced High Strength Steels (Aços Avançados de Alta Resistência)
- Al_o = Alongamento percentual total
- A_{r3} = Temperatura de início de transformação da austenita durante o resfriamento
- HSLA = *High Strength Low Alloy* (Alta Resistência e Baixa Liga)
- B = Bainita
- BSD = Bainita Superior Degenerada
- CP = *Complex Phase* (aço multifásico)
- CWC = *Continuous Water Cooling* (Mesa de resfriamento da Linha de Tiras a Quente)
- df = diâmetro do furo após fratura
- do = diâmetro original do furo
- DP = *Dual Phase* (aço bifásico)
- ECF = Expansão Cônica de Furo
- F1 a F6 = Cadeiras do Laminador Acabador de Tiras a Quente
- FB = Ferrita-Bainítica
- FP = Ferrita Poligonal
- GB = Bainita Granular
- LE = Limite de escoamento
- LR = Limite de resistência
- MA = Martensita/Austenita
- MET = Microscópio Eletrônico de Transmissão

- MEV = Microscópio Eletrônico de Varredura
- MO = Microscópio óptico
- P = Perlita
- P3 = Pirômetro de Medição da Temperatura de Bobinamento
- QP = Ferrita Quase Poligonal
- TA = Temperatura de acabamento
- TB = Temperatura de bobinamento
- Tf = Pirômetro de Medição da Temperatura de Acabamento
- TMCP = Processamento Termomecânico Controlado
- TRC = Diagrama de Transformação em Resfriamento Contínuo
- TRIP = Transformation Induced Plasticity (Plasticidade induzida por transformação)
- TRP = Temperatura de reaquecimento de placa
- $\alpha = Ferrita$
- αB = Ferrita bainítica
- λ = Coeficiente de Expansão de Furo

RESUMO

Atualmente a linha de laminação a quente da Usina de Ipatinga é capaz de produzir materiais da classe de resistência de 900 MPa. Porém, para atendimento ao requisito de expansão de furo, esse limite está em 600 MPa. O trabalho irá avaliar a influência da temperatura de bobinamento na laminação de tiras a quente sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas de tração e de expansão de furo de um aço multifásico laminado a quente da classe 800 MPa de limite de resistência. Esse parâmetro afeta tanto o tamanho e a morfologia dos constituintes microestruturais, como também a morfologia dos precipitados formados, influenciando suas propriedades mecânicas finais. Busca-se definir, a partir dos resultados obtidos, os melhores valores da temperatura de bobinamento para a produção desse aço, atendendo não somente às propriedades mecânicas em tração, mas também à capacidade de expansão de furo especificada em normas.

ABSTRACT

Currently, the hot rolling mill at the Ipatinga Steel Plant is able to produce materials of the 900 MPa strength class. However, to meet the hole expansion requirement, this limit is 600 MPa. The present work will evaluate the influence of coiling temperature on hot strip rolling on the microstructure, the tensile strength and hole expansion index of a strength class 800 MPa in hot rolled multi-phase steel. This parameter affects both the size and morphology of the microstructural constituents, as well as the morphology of the formed precipitates, influencing its final mechanical properties. The best results of the coiling temperature for the production of this steel could be determined from the obtained results, taking into account not only the tensile mechanical properties but also the hole expansion capacity specified in standards.

1 INTRODUÇÃO

O setor automotivo tem demandado aços de resistência cada vez mais elevada, contribuindo para redução do consumo de combustível por quilômetro rodado e da emissão de poluentes, sem prejuízo para a segurança veicular. O setor siderúrgico então tem despendido recursos para o estudo e o desenvolvimento destes aços. Entre os tipos de aço avançado de alta resistência (AHSS) disponíveis estão os aços *Complex Phase* (CP), conforme ilustrado na figura 1.1 (KEELER, *et al.*, 2017).



Figura 1.1 – Relação entre limite de resistência e alongamento total em tração para vários tipos de aços (adaptado de KEELER, *et al.*, 2017).

A microestrutura dos aços multifásicos é constituída por uma matriz ferrítica e ilhas de segunda fase, formadas principalmente por bainita, e em menor proporção por martensita e em alguns casos perlita, que asseguram a alta resistência mecânica ao material (LOMBARDO, 2011).

A presença destes microconstituintes nos aços multifásicos tem estimulado sua aplicação na indústria automotiva por possibilitar a fabricação de peças com geometrias mais complexas, preservando a resistência mecânica das mesmas. As principais

aplicações são em peças estruturais com exigência de boa flangeabilidade (KAIJALAINEN, 2017).

Os aços multifásicos podem ser produzidos tanto pelo processo de laminação a quente, quanto de laminação a frio seguida de recozimento. No presente trabalho, o aço estudado foi obtido na laminação a quente, tendo como principais variáveis para obtenção da microestrutura, após o último passe de laminação, o perfil de resfriamento e a temperatura de bobinamento. Nesse sentido, foi avaliado o efeito da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas de um aço multifásico da classe de resistência de 800 MPa com requisitos de expansão de furo.

OBJETIVO

Avaliar o efeito da temperatura de bobinamento na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço multifásico com requisitos de expansão de furo.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados de Alta Resistência

Aços avançados de alta resistência (AHSS) são derivados dos aços de alta resistência e baixa liga (HSLA). Porém, possuem propriedades mecânicas superiores, devido à transformação de fases. Eles combinam alta resistência com boa ductilidade e boa conformabilidade, assim como alta tenacidade (LOMBARDO, 2011). Dentre os aços AHSS pode-se citar o *Dual Phase* (DP), ferrita bainita (FB), *Complex Phase* (CP) e TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

Os aços DP possuem uma matriz ferrítica contendo como segunda fase a martensita em forma de ilhas, como mostrado na figura 3.1 (KEELER, *et al.*, 2017). Suas principais características são a baixa relação elástica e a alta taxa de encruamento se comparados com os aços HSLA. São aplicados em componentes automotivos como rodas e reforço de colunas e para-choques.



Figura 3.1 – Microestrutura esquemática de um aço DP, mostrando as ilhas de martensita em matriz de ferrita.

Os aços FB possuem uma microestrutura de ferrita fina e bainita. Seu mecanismo de endurecimento é obtido tanto pelo refinamento do grão quanto pela presença do

segundo constituinte, a bainita. O esquema desta microestrutura é mostrado na figura 3.2. Possuem boa capacidade de expansão de furo e boa resistência à fadiga. São aplicados em aros de rodas, vigas e braços de suspensão automotivos.



Figura 3.2 – Microestrutura esquemática de um aço FB.

Os aços TRIP são compostos de uma matriz ferrítica com a presença de austenita retida e pequenas frações de bainita e martensita como segunda fases (KEELER, *et al.*, 2017), conforme ilustra o esquema de microestrutura da figura 3.3 abaixo. São caracterizados pela alta taxa de encruamento e excelente capacidade de absorção de energia durante o impacto. Por esses motivos são utilizados em peças de geometria complexas e em componentes de segurança veicular.



Figura 3.3 – Microestrutura esquemática de um aço TRIP.

3.2 Aços Complex Phase

A microestrutura dos aços *complex phase* (CP) contém pequenas quantidades de martensita, austenita retida e perlita, dispersos numa matriz tipicamente de ferrita e bainita. O elevado refinamento do grão é obtido pela recristalização atrasada devido à presença de precipitados, formados principalmente pelos elementos nióbio e titânio (KEELER, *et al.*, 2017). A figura 3.4 ilustra uma microestrutura esquemática de um aço *Complex Phase*.



Figura 3.4 - Microestrutura esquemática de um aço Complex Phase (KEELER, et al., 2017).

Pelo fato de a austenita presente na microestrutura ser substituída por outras fases mais duras, isso permite que tais aços alcancem limites de resistência da ordem de 800 a 1000 MPa em função de percentuais de ferrita, bainita e martensita presentes. Mediante essa característica mecânica de alcançar limites de resistência mais elevados que os aços TRIP, os aços CP são particularmente mais adequados à manufatura de componentes estruturais automotivos de segurança (Lombardo, 2011). A Figura 3.5 ilustra a carroceria de um automóvel e possibilidades de aplicação dos aços AHSS em componentes estruturais, em especial, a aplicação do aço CP na coluna "B".



Figura 3.5 - Possibilidades de aplicação dos aços AHSS na carroceria dos automóveis. (https://www.greencarcongress.com).

Os aços *Complex Phase* são caracterizados ainda pela alta absorção de energia e alta capacidade de expansão de furo (KEELER, *et al.*, 2017).

A figura 3.6 ilustra uma curva tensão x deformação verdadeira para vários graus de aço CP, comparando-se a um aço carbono-manganês.



Figura 3.6 – Curvas tensão x deformação verdadeira para diversas classes de aço CP (KEELER, *et al.*, 2017).

Segundo H. SCOTT, *et al.* (2017), os três microconstituintes principais em aços *complex phase* são a ferrita poligonal (FP), a bainita granular (GB) e a bainita em ripas (B). A fração de cada constituinte depende das condições de seu processamento termomecânico. Nos experimentos realizados pelo autor via técnica de dilatometria, foram variadas tanto as temperaturas de processamento quanto as taxas de resfriamento, conforme ilustrado na figura 3.7.



Figura 3.7 – Esquema do processamento termomecânico do experimento em dilatometria, a fim de se alcançar as condições de recristalização ou não recristalização (panquecamento) da austenita (H. SCOTT, *et al.*, 2017).

Um conjunto de amostras foi conduzido nesse experimento a fim de formar a condição de austenita recristalizada e as demais amostras sofreram deformação de 0,3% à temperatura de 850°C, a fim de se formar a condição de austenita não recristalizada (panquecada), conforme a figura 3.7. Para cada uma das condições da austenita, as amostras foram resfriadas a taxas constantes. Foi possível assim criar os diagramas TRC e medir a fração volumétrica das fases presentes nestes dois casos, ilustrados nas figuras 3.8 e 3.9.



Figura 3.8 – (a) Diagrama TRC e (b) frações volumétricas das fases presentes, em função da taxa de resfriamento, para a condição de austenita recristalizada (H. SCOTT, *et al.*, 2017).



Figura 3.9 – (a) Diagrama TRC e (b) frações volumétricas das fases presentes, em função da taxa de resfriamento, para a condição de austenita panquecada (H. SCOTT, *et al.*, 2017).

Para o início da transformação a partir da condição da austenita recristalizada, há formação da ferrita poligonal quando a taxa de resfriamento é mais baixa. Para taxas de

resfriamento maiores, a microestrutura predominante é uma mistura de bainita granular e bainita em ripas.

Ainda foi observada, na figura 3.9-a, uma maior formação de ferrita poligonal para maiores taxas de resfriamento e maior formação de bainita granular para maiores temperaturas (acima de 600°C).

A figura 3.10 ilustra a representação esquemática do processamento termomecânico dos aços CP (FERRER, 2003). As condições de resfriamento da tira após o último passe de laminação, seja na mesa de resfriamento ou durante o bobinamento, também influenciam o comportamento microestrutural do aço.



Tempo (s)

Figura 3.10 – Esquema representativo do processamento termomecânico dos aços *complex phase* (adaptado de FERRER, 2003).

Segundo BLECK (2002), a obtenção de propriedades mecânicas mais elevadas nos aços AHSS pode ser ajustada durante essa etapa, através da variação dos parâmetros de processamento.

3.3 Temperaturas de Laminação

A figura 3.11 abaixo representa a linha de Laminação de Tiras a Quente da Usiminas, Usina de Ipatinga, com destaque aos fornos de reaquecimento de placas, laminadores de desbaste, sistema de descarepação, trem acabador de seis cadeiras (F1 a F6), mesa de resfriamento (CWC) e bobinadeira. Os pontos TF e P3 na figura indicam a localização dos pirômetros de medição das temperaturas de acabamento e bobinamento, respectivamente.



Figura 3.11 – Esquema representativo do processo de Laminação de Tiras a Quente da Usiminas, Usina de Ipatinga (Fonte: Usiminas).

3.3.1 Temperatura de reaquecimento de placa

A etapa inicial no processo de laminação a quente consiste no aquecimento da placa de aço em um forno de reaquecimento, a uma temperatura suficiente para promover a austenitização completa da microestrutura e a dissolução dos precipitados formados durante a solidificação das placas no processo de lingotamento contínuo, criando condições para que atuem tanto em solução sólida na austenita, suprimindo a recristalização, como em forma de precipitados, impedindo o crescimento dos grãos austeníticos e no ancoramento das deslocações (MIRANDA, 2010).

3.3.2 Temperatura de acabamento

Medida após o último passe de deformação no trem acabador, esta temperatura deve ser superior à A_{r3} (temperatura de início de decomposição da austenita no resfriamento). Este é um importante parâmetro, pois pode determinar o grau de deformação a que a austenita foi submetida. Menores temperaturas de acabamento significam maior

deformação da austenita e consequentemente menor tende a ser o tamanho de grão da ferrita formada. Realizar a etapa de laminação de acabamento a uma temperatura inferior a A_{r3} resultará na deformação da ferrita formada juntamente com austenita não transformada, com consequente origem de uma microestrutura heterogênea (MIRANDA, 2010). Tal microestrutura é indesejada para os objetivos de propriedades mecânica de tração e expansão de furo almejado nesse trabalho.

3.3.3 Temperatura intermediária

O primeiro estágio do resfriamento da tira após sair do laminador de acabamento deve ser controlado de forma a atingir uma temperatura pré-determinada. Para os aços com requisito de elevada razão de expansão de furo, essa temperatura deve ser superior à temperatura de início de formação da bainita, evitando-se assim o surgimento de constituintes indesejados, como a perlita, que pode não afetar a resistência mecânica, mas certamente afetará a razão de expansão de furo (MUKHERJEE, *et al.*,2016).

3.3.4 Temperatura de bobinamento

A temperatura de bobinamento é alcançada em função da quantidade de água que cai sobre a tira e de sua velocidade de deslocamento ao longo da mesa de resfriamento, logo após a passagem pela última cadeira do laminador de acabamento. Tal velocidade inicialmente é definida pela velocidade de saída da última cadeira e, após a entrada na bobinadeira, ela passa a ser definida pela velocidade desse equipamento.

Segundo MIRANDA (2010), visar temperaturas de bobinamento menores que 600°C promove o refinamento dos grãos das fases formadas, favorecendo a formação de ferrita acicular ou bainita.

Os diagramas de transformação em resfriamento contínuo (TRC) permitem conhecer os produtos da transformação da austenita em função da composição química e da estratégia de resfriamento adotada. O diagrama da figura 3.12, elaborado pelo Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas, indica as transformações de fases de um aço

complex phase da classe de 800 MPa de resistência. Com base nesse diagrama foi possível escolher as temperaturas de bobinamento utilizadas no presente trabalho.



Figura 3.12 – Diagrama TRC de um aço *complex phase* da classe de 800 MPa (Fonte: Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas).

Em seu estudo, CHALLA *et al.* (2014) avaliaram a microestrutura, a resistência mecânica em tração e a tenacidade de um aço com baixo teor de carbono, microligado ao nióbio e titânio, para duas temperaturas de bobinamento distintas. Foi observado que a microestrutura consistiu de bainita em ripas com espessura fina, entre 0,20 e 1,00 μ m, e ferrita poligonal. Para a menor temperatura de bobinamento, foi verificada a melhor relação de limite de resistência e tenacidade, atribuída à distribuição uniforme dos precipitados NbC, TiC e (Nb,Ti)C, assim como também a microestrutura predominantemente bainítica, que possui alta densidade de deslocações. A observação

dos precipitados nesse caso foi possível graças à utilização de um microscópio eletrônico de transmissão (MET).

3.4 Microestruturas bainíticas

Microestruturas bainíticas estão sendo visadas na produção de aços de elevada resistência mecânica e tenacidade. A tenacidade é muito dependente do tipo, da quantidade e da distribuição da segunda fase presente. Apesar de a bainita ser considerada a mais complicada microestrutura encontrada nos aços, como também de difícil quantificação, é muito importante compreender a morfologia da bainita e sua influência nas propriedades mecânicas dos aços (ZAJAC, *et al.*, 2005). As três principais microestruturas bainíticas foram verificadas nesse estudo a partir da relação entre a densidade de contornos de baixo e de alto ângulo. A bainita inferior possui alta proporção de contornos de baixo ângulo ($< 20^\circ$). A bainita superior, ao contrário, possui alta proporção de contornos de baixo ângulo ($< 20^\circ$). Já na bainita granular a distribuição dos contornos de grão é mais aleatória, com picos acima de 45° e abaixo de 20°. Essa observação, ilustrada na figura 3.13, foi possível graças à utilização da técnica de EBSD (difração de elétrons retroespalhados, na sigla em inglês).



Figura 3.13 – Definição dos tipos de bainita baseada na distribuição dos ângulos de desorientação entre os contornos (ZAJAC, *et al.*, 2005).

Segundo BHADESHIA et al. (2006), a bainita é formada entre as temperaturas de transformação da perlita e da martensita, onde as ripas de ferrita e a cementita são

formadas. Ainda segundo esses autores, a bainita deve ser formada a uma taxa de resfriamento alta o suficiente para evitar a formação da perlita, porém não tão alta a ponto de permitir a formação da martensita. Essa microestrutura pode ser classificada de duas formas, como bainita superior e inferior. A bainita superior é composta de ripas de ferrita de 0,2 a 10 µm de espessura. Essas ripas agrupam-se de forma que o aglomerado possui a mesma orientação cristalográfica, e geralmente são separadas por contornos de grãos de baixa desorientação ou por partículas de cementita. A bainita inferior possui característica microestrutural e cristalográfica semelhante à superior, sendo que a principal diferença entre elas é que as partículas de cementita também se precipitam dentro das ripas de ferrita, conforme ilustrado na figura 3.14. Já o termo bainita granular, muito difundido na indústria, vem da aparência da microestrutura de blocos de bainita e austenita. Uma característica da bainita granular, embora não exclusiva, é a ausência de carbonetos na microestrutura. Em contrapartida, o carbono estabiliza a austenita retida, de modo que a microestrutura final contém tanto austenita quanto alguma martensita de alto carbono, além da ferrita bainítica.



Figura 3.14 – Representação esquemática da formação da bainita superior e da bainita inferior (BHADESHIA, *et al.*, 2006).

3.5 Efeito dos Elementos de Liga nos Aços Complex Phase

O carbono possui grande influência na faixa de temperaturas acima da qual ocorre a formação da bainita, tanto superior quanto inferior. A diminuição da temperatura de formação da bainita superior é influenciada por vários elementos, sendo que o carbono possui o maior peso, como representado na equação 3.1.

$$Bs (^{\circ}C) = 830 - 270C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$$
(3.1)

Onde as concentrações são dadas em % em massa. O carbono tem uma solubilidade muito maior na austenita que na ferrita, o que o torna um estabilizador de austenita muito potente, levando a um retardamento geral da sua cinética de decomposição. A fração de carbonetos encontrada na microestrutura final aumenta proporcionalmente à concentração de carbono, de modo que a concentração adequada deve ser mantida abaixo de 0,4% em massa para garantir as propriedades mecânicas. O aumento no teor de carbono torna mais fácil a formação da bainita inferior, pois se torna mais difícil para as ripas de ferrita bainítica supersaturada descarbonetar-se antes do início da precipitação da cementita (BHADESHIA, *et al.*, 2006).

Além do carbono, o manganês também é um elemento estabilizador da austenita (PENG, *et al.*, 2018).

Silício e alumínio são utilizados para evitar a formação da cementita. Nióbio, vanádio e titânio são adicionados para promover a precipitação de carbonetos, aumentando a resistência mecânica (PENG, *et al.*, 2018).

3.6 Mecanismos de Endurecimento

Assim como outros metais, o ferro e suas ligas podem ser endurecidos por vários mecanismos, entre os quais se destacam a precipitação, a solução sólida e o refino de grão (BHADESHIA, *et al.*, 2006).

3.6.1 Endurecimento por precipitação

Este mecanismo é favorecido pela formação de precipitados finos de carbonetos, nitretos e até mesmo carbonitretos (CHALLA, 2014). Para formar precipitados tão finos é necessário que os elementos microligantes permaneçam em solução sólida até o processo de deformação no laminador de acabamento de tiras a quente. Os elementos de liga mais utilizados para favorecer este mecanismo são o nióbio (Nb), o titânio (Ti) e o vanádio (V). O nióbio retarda a recristalização da austenita e reduz a temperatura de transformação austenita-ferrita. O titânio forma carbonetos e nitretos (TiC e TiN). O vanádio forma carbonitretos que contribuem para retardar a recuperação e favorecer a formação de fases como a bainita em temperaturas como aquelas praticadas na etapa de bobinamento. Os precipitados de TiN são formados ainda no aço líquido e, como possuem temperatura de fusão muito elevada, não se dissolvem na etapa de reaquecimento de placas no processo de laminação a quente e, portanto, não contribuem para o mecanismo de endurecimento. Pelo contrário, esses precipitados podem se tornar um concentrador de tensão durante a conformação de uma peça, causando sua fratura prematura.

3.6.2 Endurecimento por solução sólida

Os elementos mais efetivos desse mecanismo são o manganês e o silício, embora teores de manganês acima de 1,50% em peso favoreçam as linhas de segregação central em placas oriundas de lingotamento contínuo, que podem acarretar heterogeneidades microestruturais (MUKHERJEE, *et al.*, 2016). Teores de silício acima de 0,50% favorecem a formação de carepa superficial de difícil remoção. Portanto, para peças expostas, tais teores devem ser evitados.

Segundo AVELAR JÚNIOR (2010), quando há interação entre os solutos substitucionais e solutos interticiais, há formação de compostos solúveis, tais como TiC, TiN e etc. Isto reduz o endurecimento por solução sólida global, que pode ser compensado pelo endurecimento por precipitação. Além disso, as partículas de segunda fase aprisionam os contornos de grão, causando seu refinamento ou em alguns casos influenciando na recuperação e recristalização.

3.6.3 Endurecimento por refino de grão

Citado como o mais efetivo dos mecanismos de endurecimento, ele é geralmente alcançado utilizando-se a laminação controlada, fazendo uso de elementos como os já citados nióbio e titânio. O nióbio influencia fortemente a recristalização da austenita, favorecendo a formação de grãos mais finos após a transformação austenita-ferrita, sendo um dos elementos mais utilizados para esse fim. O termo TMCP significa que os parâmetros de laminação como temperatura, deformação e número de passes são prédeterminados e seguidos, afim de que as propriedades mecânicas sejam alcançadas (BHADESHIA, *et al.*, 2006).

3.7 Flangeamento

Esse processo de conformação é uma variação do dobramento, porém realizado em uma seção curva, como mostrado na figura 3.15. Se o perímetro da seção aumenta, como na figura 3.15 (a), a borda sofre estiramento. Se o perímetro diminui, tem-se o encolhimento ou constrição do flange, figura 3.15 (b). Uma variação do processo de flangeamento por estiramento do flange é a expansão de furo, figura 3.15 (c). Nesse processo, o flange deve aumentar, de modo a acomodar as deformações geradas durante a operação.



(a) Estiramento do flange (b) E

(b) Encolhimento do flange (c) Expansão de furo

Figura 3.15 – Tipos de processos de flangeamento.

3.7.1 Teste de expansão de furo

Dentre os testes que envolvem o estiramento do flange, o teste de expansão de furo é o mais utilizado para caracterizar o comportamento de chapas submetidas a esse processo. Esse ensaio consiste em submeter um furo circular, confeccionado em uma chapa plana, à penetração de um punção. Com o avanço do punção sobre a chapa, a deformação se concentra no furo, que se expande continuamente até o início da ocorrência de trincas a partir da sua borda. Quando a ruptura ocorre e se torna visível a olho nu, o ensaio é interrompido. A capacidade limite de expansão do furo, normalmente representada pela letra grega λ , é então medida a partir da relação entre os diâmetros final e original do furo (ASANO, H. *et al.*, 1994), conforme a equação (3.2). A figura 3.16 ilustra o ensaio de expansão cônica de furo.

$$\lambda = \frac{(df - do)}{do} * 100 \,(\%) \tag{3.2}$$

Onde:

df = diâmetro do furo após fratura; do = diâmetro original do furo.



Figura 3.16 - Diagrama esquemático do ensaio de expansão cônica de furo.

A figura 3.17 mostra que o aumento de segunda fase até um limite de 10% produz uma queda no coeficiente λ (SUDO, *et al.*, 1982). Ela mostra ainda que λ é dependente da natureza das fases presentes, sendo que a bainita não afeta de forma tão acentuada o coeficiente como a martensita. Em aços de quantidades idênticas de segunda fase obtida por transformação, aqueles que têm na microestrutura, bainita e martensita (fração de bainita maior que o de martensita), possuem coeficiente de expansão de furo superior ao daqueles que possuem somente martensita.



Fração volumétrica das fases (%)

Figura 3.17 – Relação entre volume e tipo de segunda fase e o coeficiente de expansão de furo λ (SUDO *et al.*, 1982).

MUKHERJEE *et al.* (2018) concluíram que a microestrutura é o principal fator controlador do estiramento de flange, e que a influência das demais propriedades é apenas secundária.

Segundo KAMIBAYASHI *et al.* (2012), os desenvolvimentos recentes dos aços com exigência de expansão de furo consistem em aços de matriz ferrítica endurecida por uma grande quantidade de precipitados finos dispersos nessa matriz. O TiC é um exemplo de precipitado responsável pelo mecanismo de refino de grão e, consequentemente, o endurecimento desta matriz. Ainda segundo estes autores, aços com adição dos elementos Ti e Nb simultaneamente favorecem o refino do grão ferrítico e o aumento da capacidade de expansão de furo, se comparados aos aços com adição de Ti ou Nb isoladamente.

SENUMA (2001) afirma que para se obter altas capacidades de expansão de furo é importante a formação de uma microestrutura homogênea. A qualidade da superfície puncionada também depende dessa microestrutura. Esta superfície consiste de uma região cortada e outra fraturada, essa última contendo maior quantidade de micro trincas que a primeira. Como a capacidade de expansão de furo está inversamente relacionada à quantidade de micro trincas, quanto menor for a região fraturada, maiores taxas de expansão de furo apresentará o aço ensaiado.

Dentre os aços com microestruturas heterogêneas, nos quais há grande diferença entre a dureza dos microconstituintes, estão os aços que contém essencialmente ferrita-perlita, *Dual Phase* (ferrita-martensita) e TRIP. Por outro lado, aços que apresentam microestrutura homogênea, como os aços ferrita-bainita ou os aços de fase única, ferrita ou bainita, apresentam maior capacidade de expansão de furo, conforme ilustra a figura 3.18.



Figura 3.18 - Relação entre resistência, capacidade de expansão de furo e alongamento de vários aços, em função de sua microestrutura (adaptado de SENUMA, 2001).

Entre os vários aços com elevada capacidade de expansão de furo já desenvolvidos ou em desenvolvimento, destacam-se os que utilizam o mecanismo de endurecimento por precipitação em fase ferrítica, adotando o titânio em sua composição química, formando uma elevada quantidade de precipitados finos de TiC, conforme esquematizado na figura 3.19.



Figura 3.19 – Esquema do processo de resfriamento dos aços laminados a quente e obtenção de alta capacidade de expansão de furo, com formação do precipitado TiC (adaptado de SENUMA, 2001).

Ainda segundo SENUMA (2001), a adição de silício em quantidade apropriada aumenta a capacidade de expansão de furo do aço, devido ao aumento da resistência da ferrita que este elemento proporciona, diminuindo a diferença de resistência entre a ferrita e as partículas de segunda fase formadas. Além disso, este elemento favorece a formação de ferrita poligonal, apropriada para a obtenção de elevadas razões de expansão de furo. Por outro lado, elevados teores de fósforo, segregando nos contornos de grãos, causam a diminuição dessa propriedade.

MUKHERJEE *et al.* (2016), ao estudarem um aço com 540 MPa e outro com 590 MPa de limite de resistência mínimo, concluíram que a microestrutura ideal para se atingir boa capacidade de expansão de furo é a matriz ferrítica com a presença de bainita como segunda fase. A figura 3.20 mostra a matriz ferrítica (α) e a bainita (α B) como segunda fase nos aços de 540 MPa (a) e 590 MPa (b), respectivamente. Em ambos os casos, foi obtida uma capacidade de expansão de furo acima de 75%.



Figura 3.20 – Microestruturas dos aços com a) 540 MPa e b) 590 MPa, do experimento de MUKHERJEE *et al.*, (2016).

HASEGAWA *et al.*, (2004) correlacionaram a razão de expansão de furo com a diferença de dureza entre a ferrita e a martensita em um aço *Dual Phase*, evidenciando a necessidade de substituição parcial ou total do constituinte de segunda fase, conforme a figura 3.21.



Figura 3.21 – Relação entre a diferença de dureza entre a ferrita e a martensita e a razão de expansão de furo (HASEGAWA *et al.*, 2004).

3.7.2 Condição da borda do furo

Para o caso de furo confeccionado por puncionamento, conforme definido na norma ISO 16630 (2017), a qualidade da borda do furo afeta o resultado do ensaio de expansão de furo. Na etapa de puncionamento são criadas uma área cisalhada e outra fraturada. A razão entre as áreas fraturada e cisalhada, na circunferência do furo, fornece um indicativo da razão de expansão de furo a ser obtida. Quanto maior a área cisalhada, maior será esta razão (KAMIBAYASHI, 2012).

As imperfeições introduzidas na borda do furo durante o processo de puncionamento possuem um efeito negativo na razão de expansão de furo, pois micro trincas formadas agirão como concentradores de tensão durante o ensaio (KARELOVA, 2009).

Além disso, quanto maior a diferença de dureza entre os microconstituintes do aço presentes, maior será a geração de micro trincas na borda do furo puncionado, com consequente diminuição na razão de expansão de furo (MUKHERJEE, 2018).

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Material utilizado

Para a realização do trabalho foram laminadas, em escala industrial no laminador de tiras a quente da Usina de Ipatinga da USIMINAS, quatro placas de uma mesma corrida.

As placas atenderam à especificação de composição química típica de um aço *Complex Phase* da classe de 800 MPa de resistência, conforme descrito na tabela IV.1. Esta composição está em conformidade com a norma japonesa JFS A 1001 (2012), grau SPH780R.

Tabela IV.1 - Composição química típica especificada para um aço *Complex Phase* da classe de 800 MPa de resistência (% em massa)

С	Si	Mn	Al	Nb + Ti
≤ 0,10	0,50 a 1,00	1,00 a 2,00	0,015 a 0,090	0,100 a 0,200

4.2 Processamento

As quatro placas com espessura de 252 mm foram utilizadas para avaliação da influência da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas em tração e na capacidade de expansão de furo das bobinas laminadas. Foram visadas na experiência a temperatura de reaquecimento de placas (TRP) entre 1220°C e 1260°C, e a temperatura de acabamento (TA) entre 890°C e 930°C. O tempo de reaquecimento de placas atendeu ao mínimo especificado de 180 min, e a temperatura mínima de entrada no laminador acabador foi de 1020°C. A temperatura de bobinamento (TB) foi variada entre 150°C e 600°C. A espessura final dos produtos laminados foi de 3,60 mm. As condições de laminação a quente utilizadas na experiência estão resumidas na tabela IV.2.

CONDIÇÃO	TRP (°C)	TA (°C)	TB (°C)
1			150
2	1220 a 1260		300
3		890 a 930	400
4			525
5			600

Tabela IV.2 - Condições visadas de laminação a quente na experiência realizada.

4.3 Amostragem

As bobinas produzidas foram amostradas na Linha de Acabamento de Tiras a Quente da Usiminas, retirando-se uma amostra em regiões mais distante das extremidades da tira para cada condição descrita na tabela IV.2. A escolha da posição de amostragem devese à menor interferência de outras variáveis não controladas, como por exemplo, o efeito da variação de temperatura das extremidades da bobina.

De cada amostra foram retirados três corpos de prova para a realização dos ensaios de tração, cinco para a o ensaio de expansão de furo e um corpo de prova para análise metalográfica. Os corpos de prova foram retirados no centro da largura da tira, conforme ilustrado na figura 4.1.



Figura 4.1 – Representação esquemática da amostragem das bobinas (Fonte: autor).

4.4 Caracterização do material

4.4.1 Composição química

A análise química dos produtos laminados foi realizada para confirmação dos valores visados listados na tabela IV.1.

4.4.2 Ensaios de tração

Os corpos de prova foram confeccionados com a geometria JIS N° 05, ou seja, com base de medida igual a 50 mm e largura de 25 mm, preparados a partir de amostras retiradas no centro da largura das tiras laminadas a quente e orientados transversalmente à direção de laminação. As dimensões do corpo de prova de tração são mostradas na figura 4.2. Os ensaios foram realizados conforme a norma JIS Z 2241 (2011).



Figura 4.2 - Dimensões do corpo de prova de tração com geometria JIS Nº 05.

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório de testes mecânicos, em máquina universal de ensaios mecânicos da marca *Zwick Roell*, com 25 t de capacidade.

Nos ensaios de tração foram determinados os valores de limite de escoamento (LE) a 0,2% de deformação, limite de resistência (LR) e alongamento percentual total (Alo).

4.4.3 Ensaio de expansão de furo

O ensaio de expansão de furo foi realizado conforme a norma ISO 16630 (2017), utilizando-se uma prensa universal fabricada pela *Erichsen*, modelo 145-60 conforme a foto da figura 4.3.



Figura 4.3 - Prensa universal *Erichsen*, modelo 145-60 (Fonte: Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas).

O ferramental de estampagem utilizado consiste em uma matriz circular de 63 mm de diâmetro com raio de concordância de 5,0 mm. O punção, de 55 mm de diâmetro, tem nariz com formato cônico (ângulo de 60°), de modo que, durante o ensaio, a deformação do corpo de prova se concentre no perímetro do furo e em região imediatamente adjacente a ele. Em função do formato do punção, este ensaio é conhecido por Ensaio de Expansão Cônica de Furo (ECF). Um esquema do ensaio pode ser visto na figura 4.4.



Figura 4.4 – Esquema do ferramental do ensaio de expansão cônica de furo (adaptado de NARAYANASAMY, *et al.*, 2010).

Os corpos de prova ensaiados possuem formato quadrado com 100 mm de lado, dotados de um furo circular de 10 mm de diâmetro no centro do mesmo (figura 4.5), confeccionado por puncionamento com folga de corte visada de 12% da espessura do aço avaliado (0,42 mm para a espessura de 3,6 mm). A carga de prensa chapas utilizada foi de 500 kN. Durante o ensaio, o perímetro do furo é continuamente expandido pelo avanço do punção, que se desloca com velocidade de aproximadamente 0,5 mm/s, até o surgimento de trincas a partir da borda do furo. Quando a ruptura atravessa toda a espessura da borda do furo, o ensaio é interrompido.



Figura 4.5 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de expansão cônica de furo (Fonte: autor).

O diâmetro interno dos furos rompidos foi medido utilizando-se um paquímetro digital de 0,01 mm de precisão. As medições foram realizadas em três direções 0°, 45° e 90° em relação ao sentido de laminação, evitando os vazios das regiões com trincas.

O valor resultante da razão entre os diâmetros inicial e final do furo é calculado conforme a equação (3.2) mencionada anteriormente:

$$\lambda = \frac{(df-do)}{do} * 100 \,(\%) \tag{3.2}$$

onde:
df = diâmetro do furo após fratura;
do = diâmetro original do furo.

Quanto maior o valor de λ , maior a habilidade do material em distribuir deformações até a fratura. Foram realizados cinco ensaios por amostra avaliada. As condições da borda do furo antes e após o ensaio são ilustradas de forma esquemática na figura 4.6.



Figura 4.6 – Condição da borda do furo antes e após o ensaio de expansão cônica de furo (Fonte: Centro de Pesquisa & Desenvolvimento da Usiminas).

4.4.4 Análise metalográfica

A análise metalográfica nas amostras das bobinas foi realizada em microscópio óptico, marca *Zeiss*, modelo *Axio Image* e também em microscópio eletrônico de varredura (MEV), marca *Zeiss*, modelo *EVO* 50. As amostras receberam ataque com reativo nital 4% para revelação da microestrutura, após preparação metalográfica convencional. Foram analisadas as seções, ao longo da espessura, alinhadas paralelamente (longitudinal) e a 90° (transversal) em relação à direção de laminação. Na seção longitudinal foi possível avaliar a deformação dos grãos e consequentemente uma possível anisotropia ou não da microestrutura. Na seção transversal foi realizada a identificação dos microconstituintes presentes de forma qualitativa.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Caracterização do material

5.1.1 Caracterização microestrutural

A microestrutura das amostras avaliadas, vista no MO, é formada basicamente por uma dispersão de segunda fase em matriz ferrítica, como mostrado nas figuras 5.1 e 5.2. Verifica-se uma pequena diferença microestrutural entre as regiões a ¼ e no centro da espessura. A ¼ da espessura observa-se que a matriz ferrítica apresenta grãos de diferentes formatos e dimensões, enquanto a maior parte da segunda fase é formada por partículas dispersas ou em alguns casos concentradas em faixas mais ou menos definidas. No centro da espessura essas faixas de segunda fase aparecem de forma mais intensa, provavelmente em função de alguma segregação química, comum em materiais produzidos por lingotamento contínuo.



Figura 5.1 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MO. Ataque: nital 4%, ampliação: 500X.



Figura 5.1 – Continuação



Figura 5.2 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MO. Ataque: nital 4%, ampliação: 1000X.



Figura 5.2 - Continuação.

Na análise no MEV verificou-se que, de maneira geral, a microestrutura de todas as amostras é constituída por uma dispersão de carbonetos finos e partículas de constituinte MA em matriz ferrítica, como se vê nas figuras 5.3 e 5.4. A matriz apresenta uma mistura de grãos de ferrita com tamanho variável, dos tipos: poligonal (FP), com contornos regulares e formato mais ou menos equiaxial; quase poligonal (QP), com contornos irregulares e formato mais alongado; e ferrita bainítica (FB), com aspecto acicular e presença de ripas mais ou menos definidas. Quanto à segunda fase, é possível identificar duas morfologias distintas: partículas finas de constituinte martensita-austenita (MA) e regiões com aspecto de bainita superior degenerada (BSD), formada por ripas de ferrita bainítica separadas por alinhamentos de MA ou austenita retida. Para a temperatura de 600°C, também foram identificados alguns alinhamentos de perlita.



Figura 5.3 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MEV. Ataque: nital 4%, ampliação: 3000X.



Figura 5.3 – Continuação. P = perlita.



Figura 5.4 – Aspecto microestrutural das amostras avaliadas observadas no MEV. Ataque: nital 4%, ampliação: 10000X. FP = ferrita poligonal; QP = ferrita quase poligonal; FB = ferrita bainítica; MA = martensita/austenita; BSD = bainita superior degenerada; P = perlita.



Figura 5.4 – Continuação.

5.1.2 Propriedades mecânicas em tração

A influência da temperatura de bobinamento nas propriedades mecânicas em tração do aço estudado é mostrada na figura 5.5. O limite de escoamento (LE) diminuiu com o aumento da temperatura de bobinamento a partir de 300°C. O baixo valor de LE obtido para TB = 150°C está provavelmente associado à maior quantidade de partículas de MA observadas na microestrutura da amostra M1, aproximando-a de um aço *dual phase*. O limite de resistência (LR) também apresentou uma tendência geral de queda com o aumento da temperatura de bobinamento, conforme esperado. Não foi observado efeito considerável da temperatura de bobinamento sobre o alongamento total (Alo). Na figura 5.5 também são indicadas as faixas de propriedades mecânicas especificadas para o grau SPH780R, da norma JFS A 1001, na qual se enquadra o aço avaliado.



(a)

Figura 5.5 – Efeito da temperatura de bobinamento no (a) limite de escoamento (LE), b) limite de resistência (LR) e (c) alongamento (Alo) do aço estudado. As linhas tracejadas indicam as faixas especificadas para o grau SPH780R da norma JFS A 1001.





(c) Figura 5.5 – continuação.

Verifica-se que o valor mínimo especificado para o LR (780 MPa) foi superado nas amostras bobinadas em temperaturas mais baixas (150°C e 300°C), mas a faixa de LE só foi atendida para o bobinamento a 300°C. Já para o alongamento total, todas as amostras avaliadas apresentaram valores dentro da faixa especificada.

5.1.3 Expansão cônica de furo

Os resultados médios dos ensaios de expansão cônica de furo (ECF) são apresentados na figura 5.6. O valor de referência utilizado foi de 50%, que é o mínimo especificado pela maioria das montadoras de veículos para o grau SPH780R. Apenas para a temperatura de bobinamento a 150°C observou-se o não cumprimento dessa exigência em valores médios dos cinco ensaios, o que provavelmente foi causado pela maior diferença de dureza entre os constituintes presentes na microestrutura (ferrita e MA).



Figura 5.6 – Efeito da temperatura de bobinamento (TB) na capacidade de expansão de furo do aço estudado. A linha tracejada indica o valor mínimo de λ especificado para o material avaliado.

5.1.3.1 Aspecto do furo antes e após o ensaio de expansão de furo.

A figura 5.7 mostra o aspecto do furo concêntrico de 10 mm de diâmetro. Este furo foi fabricado pelo processo de puncionamento.



Figura 5.7 - Aspecto do furo antes do ensaio de expansão cônica.

O acabamento da superfície do corte foi similar para todos os cps. Ambos foram puncionados com o mesmo ferramental, sob as mesmas condições, conforme visto na figura 5.8. A superfície dos furos apresentou aspecto típico de corte em prensa, com um dobramento inicial anterior à área cisalhada, uma região inclinada de rasgamento (estouro) e uma pequena rebarba final, conforme a figura 5.8. Em todos os casos, a região cisalhada mostrou-se plana, lisa e isenta de descontinuidades superficiais. Já a região de estouro apresentou acabamento irregular, com descontinuidades e trincas partindo da superfície de corte e acompanhando a forte deformação plástica localizada aplicada pelo puncionamento.



Figura 5.8 – Aspecto da borda de corte do furo lateral puncionado nas amostras selecionadas. Regiões da superfície de corte: D = dobramento; C = cisalhamento; E = "estouro" (rasgamento); R = rebarba. Ataque: nital 4%, ampliação: 100X, visto no MO.

O aspecto do furo central após o ensaio de expansão cônica de cada cp avaliado é mostrado na figura 5.9 (a). Em todos os casos é evidente a grande quantidade de trincas radiais distribuídas ao longo do perímetro do furo central expandido. Portanto, são essas trincas radiais que definem a capacidade de expansão de furo, e não as descontinuidades criadas no puncionamento. No cp mostrado na figura 5.9 (b), a trinca passante que determinou o fim do ensaio está identificada como "trinca principal". As setas indicam trincas iniciadas no perímetro externo do furo e propagadas parcialmente ao longo da espessura.



Figura 5.9 – Aspecto da borda de corte do furo central após o ensaio de expansão cônica vista a olho nu (a) e através de microscópio óptico (b).

Ao longo do perímetro do furo central foi observada uma grande quantidade de trincas radiais, formadas devido à expansão provocada pelo deslocamento do punção cônico, sem qualquer relação com as descontinuidades superficiais geradas no puncionamento do furo. Em cada cp, uma dessas trincas atravessa toda a espessura, sendo responsável pelo final do ensaio de expansão cônica e, assim, indiretamente definindo a capacidade de expansão do cp.

6 CONCLUSÕES

Para as temperaturas de bobinamento avaliadas, entre 150°C e 600°C, a microestrutura obtida foi constituída por matriz ferrítica com uma dispersão de partículas finas de constituinte martensita-austenita (MA) e regiões com aspecto de bainita superior degenerada (BSD). Para o bobinamento a 600°C também foram identificados alguns alinhamentos de perlita.

Para todas as temperaturas ensaiadas, a ferrita apresentou uma mistura heterogênea de grãos poligonais, quase poligonais e aciculares.

Verificou-se uma pequena diferença microestrutural entre as regiões a ¹/₄ e no centro da espessura. A ¹/₄ a maior parte da segunda fase é formada por partículas dispersas, ou em alguns casos concentradas em faixas mais ou menos definidas, enquanto no centro da espessura as faixas de segunda fase aparecem de forma mais intensa, provavelmente em função de alguma segregação química, comum em materiais produzidos por lingotamento contínuo.

Os limites de escoamento e de resistência apresentaram tendência de queda com o aumento da temperatura de bobinamento, provavelmente devido à presença de maior fração de microconstituinte MA para temperaturas mais baixas e maior fração de ferrita quase poligonal para temperaturas mais elevadas. Já o alongamento não foi afetado de forma significativa pela variação da temperatura de bobinamento.

A capacidade de expansão cônica de furo média ficou abaixo do valor mínimo especificado (50%) somente para o bobinamento a 150°C, provavelmente em função da maior diferença de dureza entre os constituintes presentes na microestrutura (ferrita e MA).

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar o efeito da temperatura intermediária nas propriedades mecânicas de tração e expansão de furo nos aços da classe de 800 MPa de resistência.

Avaliação da microestrutura presente neste aço utilizando a técnica de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD).

8 REFERÊNCIAS

ASANO, H. *et al.* Development of High Strength Steel Sheet with Excellent Stretch Flange Formability for Automobile Application, International Congress & Exposition, Detroit, Michigan, SAE, 1994.

AVELAR JÚNIOR, A. R. – Influência das condições de laminação a quente nas propriedades mecânicas em tração de aço ARBL da classe 700 MPa de limite de escoamento. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2010. 61p. (Dissertação de Mestrado - PPGEM).

BHADESHIA, Harry; HONEYCOMBE, Robert. Steels: microstructure and properties. Butterworth-Heinemann, 2006.

BLECK, Wolfgang. Using the TRIP effect-the dawn of a promising group of cold formable steels. Aços: Perspectivas para os próximos, v. 10, 2002.

CHALLA, V. S. A. *et al.* The effect of coiling temperature on the microstructure and mechanical properties of a niobium–titanium microalloyed steel processed via thin slab casting. Materials Science and Engineering: A, v. 595, p. 143-153, 2014.

FERRER, M. H. Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si-Mn microligados com Nb. São Paulo: USP, 2003. Tese (Doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Brasil.

HASEGAWA, Kohei *et al.* Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980 MPa grade cold-rolled ultra high strength steel sheets. ISIJ international, v. 44, n. 3, p. 603-609, 2004.

ISO 16630:2017 (E): Metallic materials - sheet and strip-hole expanding test.

JAPAN IRON AND STEEL FEDERATION STANDARD – JFS A 1001, "Hot Rolled steel sheet and strip for automobile use", 2012. 27p.

JAPANESE INDUSTRIAL STANDARD – JIS Z 2241. Metallic materials – tensile testing method of test at room temperature. Japanese Industrial Standard; 2011. p. 1–55.

KAMIBAYASHI, K., TANABE, Y., TAKEMOTO, Y., SHIMIZU, I., & SENUMA, T. (2012). Influence of Ti and Nb on the strength–ductility–hole expansion ratio balance of hot-rolled low-carbon high-strength steel sheets. ISIJ international, v. 52, n. 1, p. 151-157, 2012.

KARELOVA, Anna *et al.* Hole Expansion of Dual phase and Complex phase AHS Steels - Effect of Edge Conditions. Steel Research International, v. 80, n. 1, p. 71-77, 2009.

KEELER, STUART; KIMCHI, MENACHEM, "Advanced high-strength steels application guidelines - Version 6.0", WorldAutoSteel, April 2017, 314 p.

LOMBARDO, S. Estudo do envelhecimento após deformação em um aço *complex phase*. 143 f. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

MIRANDA, L. S. Estudo da Influência de Variáveis de Laminação em uma Linha de Tiras a Quente Convencional nas Propriedades Mecânicas de um Aço Alto Nióbio da Classe API 5L X70. Belo Horizonte: Escola de Engenharia da UFMG, 2010. 76p. (Dissertação de Mestrado em Engenharia Metalúrgica).

MUKHERJEE, M. *et al.* Development of stretch flangeable ferrite-bainite grades through thin slab casting and rolling. Materials Science and Technology, v. 32, n. 4, p. 348-355, 2016.

MUKHERJEE, Monideepa; TIWARI, Sumit; BHATTACHARYA, Basudev. Evaluation of factors affecting the edge formability of two hot rolled multiphase steels. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, v. 25, n. 2, p. 199-215, 2018.

NARAYANASAMY, R., NARAYANAN, C. S., PADMANABHAN, P., & VENUGOPALAN, T. (2010). Effect of mechanical and fractographic properties on hole expandability of various automobile steels during hole expansion test. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, v. 47, n. 1-4, p. 365-380, 2010.

PENG, Fei *et al.* Influence of coiling temperature on mechanical properties in hot rolling C-Mn-Si-Al steel. Procedia Manufacturing, v. 15, p. 52-58, 2018.

SCOTT, H., SIDHU, G., FAZELI, F., PILKEY, A. K., & BOYD, J. D. Microstructural evolution of a hot-rolled microalloyed complex phase steel. Canadian Metallurgical Quarterly, v. 56, n. 1, p. 67-75, 2017.

SENUMA, Takehide. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. ISIJ international, v. 41, n. 6, p. 520-532, 2001.

SUDO, M., TSUKATANI, I., SHIBATA, Z. – "Effect of Microstructure on the Plastic Anisotropy and Mechanical Properties of Triphase Sheet Steel" - Proc. of Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel – AIME, p.301-319, Texas, February, 1982.

ZAJAC, Stanislaw; SCHWINN, Volker; TACKE, K. H. Characterization and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels. In: Materials Science Forum. Trans Tech Publications, 2005. p. 387-394.

KAIJALAINEN, A., KESTI, V., VIERELA, R., YLIOTOLVA, M., PORTER, D., & KOMI. The effect of microstructure on the sheared edge quality and hole expansion ratio of hot-rolled 700 MPa steel. In: Journal of Physics: Conference Series. IOP Publishing, 2017. p. 012103.

GREEN CAR CONGRESS 2017, BioAge Group, LLC. Audi puts steel back in the new A8. Disponível em https://www.greencarcongress.com/2017/05/20170512-audia8.html. Acesso em 05/03/2019.