

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NA APLICAÇÃO DE AÇOS MULTICONSTITUÍDOS DA CLASSE 980 MPa*

Paulo José Duarte Rodrigues¹
Fernando de Souza Costa²
José Osvaldo Amaral Tepedino³
Dagoberto Brandão Santos⁴

Resumo

No atual cenário de modernização automotiva, eficiência energética, redução de emissões e ganho em segurança são essenciais. Tais aspectos impulsionam o aprimoramento dos Aços Avançados de Alta Resistência, tornando-os cada vez mais aptos para o uso em diferentes partes da estrutura do veículo. A etapa de seleção desses materiais é primordial para o sucesso de sua aplicação, tendo em vista o incremento do índice de falhas por diferentes mecanismos quando se comparam esses aços aos convencionais. A microestrutura é um dos principais fatores a considerar, pois para uma mesma classe de resistência, podem existir resultados divergentes na estampagem das peças, em função da geometria e dos esforços de conformação implícitos. O presente trabalho aborda o desenvolvimento de diferentes concepções de aços multifásicos da classe 980 MPa, voltadas para aplicação em peças com estiramento de flange, objetivando melhores resultados de expansão de furo, em comparação ao *Dual Phase* tradicionalmente comercializado. Os novos projetos apresentaram diferenças microestruturais e nas propriedades em tração, correlacionadas aos melhores resultados de expansão de furo.

Palavras-chave: Aço multifásico; Razão de Expansão de Furo; Estiramento de Flange.

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE IN THE APPLICATION OF 980 MPa CLASS MULTICONSTITUENT STEELS

Abstract

In the current scene of automotive modernization, energy efficiency, emissions reduction and gains in vehicle safety are essential. These aspects drive the improvement of Advanced High Strength Steels (AHSS), making them increasingly suitable for different structural parts of the vehicle. The selection stage of these materials is significant for the success of their application, in view of the increase in the failure rate by different mechanisms when comparing these with conventional steels. The microstructure is one of the main factors to consider, because for the same strength class, there may be divergent results in the drawing of the parts depending on their geometry and the implicit forming requirements. The present work deals with the development of different designs of Multiphase 980 MPa class, aimed at application in pieces with stretching flangeability, aiming a better hole expansion results, comparing to traditionally traded Dual Phase steel. The new design presented microstructural and tensile properties differences which are correlated to the best results of hole expansion rate.

Keywords: Multiphase steel; Hole Expansion Rate; Stretching Flangeability.

¹ Eng. Metalurgista, Controle Integrado da Qualidade, Usiminas, Ipatinga, MG.

² Físico, Dr., Centro de Pesquisa, Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Eng. Metalurgista, MSc., Centro de Pesquisa, Usiminas, Ipatinga, MG.

⁴ Eng. Metalurgista, Dr., Dep. de Eng. Metalúrgica e Materiais/UFMG, Belo Horizonte, MG.

1 INTRODUÇÃO

A consolidação do uso de aços ultra alta resistência caminha junto aos avanços tecnológicos do setor automobilístico nacional e foi impulsionada na última década com o estabelecimento de novas regras de avaliação da segurança veicular impostas pelo CONTRAN, além de incentivos fiscais em programas governamentais como o Inovar-Auto. Tecnologias alternativas de conformação recentemente implementadas, tais como estampagem a quente (*hot-stamping*) e perfilamento (*roll-forming*), facilitam o emprego dessa classe de aço em peças de difícil produção por métodos convencionais, porém ainda envolvem equipamentos distantes do orçamento da maioria das empresas de autopeças nacionais.

Além da produção de materiais cada vez mais resistentes para aplicação em peças estruturais, existe a necessidade de aprimorá-los de forma a estender seu uso em peças de geometria mais complexa, com maiores esforços de conformação relacionados ao estiramento de flanges. A microestrutura do aço é o principal fator para adequá-lo a tais condições e garantir sucesso na aplicação [1].

Para os aços bifásicos (*Dual Phase*), a microestrutura formada por uma matriz ferrítica e ilhas de um segundo constituinte duro (geralmente martensita) combina resistência e ductilidade, proporcionando alongamento total elevado, sendo adequada para aplicações onde predomina o estiramento puro. Entretanto, em aplicações nas quais prevalece a ductilidade local, como é o caso de operações por flangeamento de bordas, que combinam estiramento de flange e dobramento, a microestrutura deve ser a mais homogênea possível, refinada e com menor diferença de dureza entre os constituintes [1], a fim de prevenir a iniciação de trincas, geralmente nucleadas na interface entre martensita (M) e ferrita (F), principalmente por sua decoesão [2].

Este trabalho mostra o desenvolvimento de diferentes concepções de aço do grau 980 MPa de resistência, conforme Figura 1, para aplicações em peças com requisitos de estiramento de flange, nos quais a capacidade de expansão de furos e de dobramento são essenciais.

A partir de um aço *Dual Phase* tradicional, foram feitas modificações em composição química, simulados ciclos térmicos do recozimento contínuo e gerados produtos em escala industrial. Com os novos aços produzidos, foi realizada caracterização microestrutural e mecânica para avaliá-los comparativamente e buscar uma correlação entre os resultados.

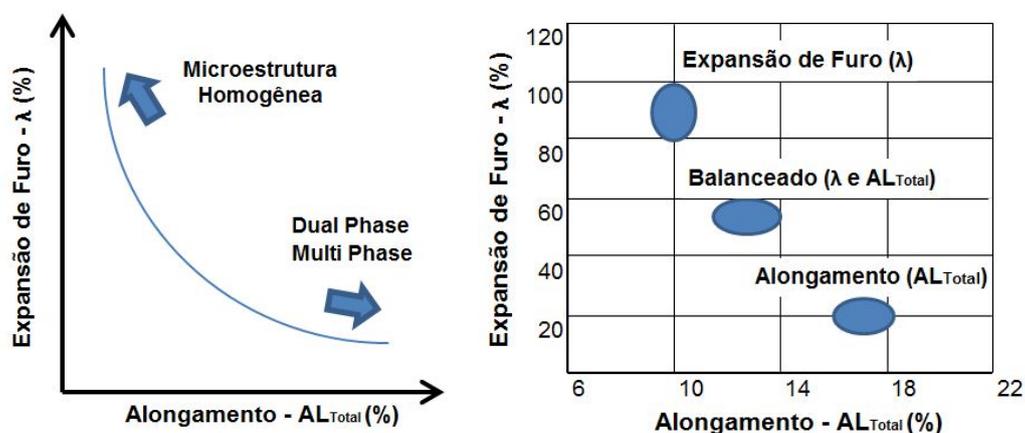


Figura 1. Relação entre diferentes microestruturas adequadas para expansão de furos (λ) e/ou alongamento total (AL_{Total}) [1].

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Na primeira etapa do estudo foi produzida uma corrida experimental com modificações na composição química em relação ao aço convencional, produzido pela empresa. Conforme mostra a Tabela 1, o teor de carbono foi reduzido e foram feitas adições de outros elementos com o objetivo de aumentar a temperabilidade da liga.

Tabela 1. Especificação de composição química dos aços do estudo (% em peso)

Aço	C	Mn	Si	Cr + Mo	Ti + Nb	B
Convencional	≤ 0,23	≤ 3,30	≤ 2,00	-	≤ 0,05	-
Experimental	≤ 0,15	≤ 3,30	≤ 2,00	≤ 0,45	≤ 0,05	≤ 0,0040

Foram produzidas bobinas laminadas a frio (sem recozimento) com 1,20 mm de espessura, em escala industrial, das quais foram coletadas amostras. Essas foram cortadas nas dimensões 150 mm x 50 mm e submetidas a diferentes ciclos térmicos em escala piloto (Simulador *Gleeble 3500*) em condições similares às do recozimento contínuo em escala industrial.

Nas simulações foram experimentadas combinações de três temperaturas de encharque (T_1): 760°C, 800°C e 820°C; mantendo constante a temperatura de início de resfriamento rápido (T_2) em 650°C; além de três temperaturas de *overaging* (T_3): 260°C, 310°C e 350°C. No total foram simulados quatro ciclos térmicos distintos, conforme representação esquemática da Figura 2. As taxas e velocidades de cada etapa basearam-se no processo industrial.

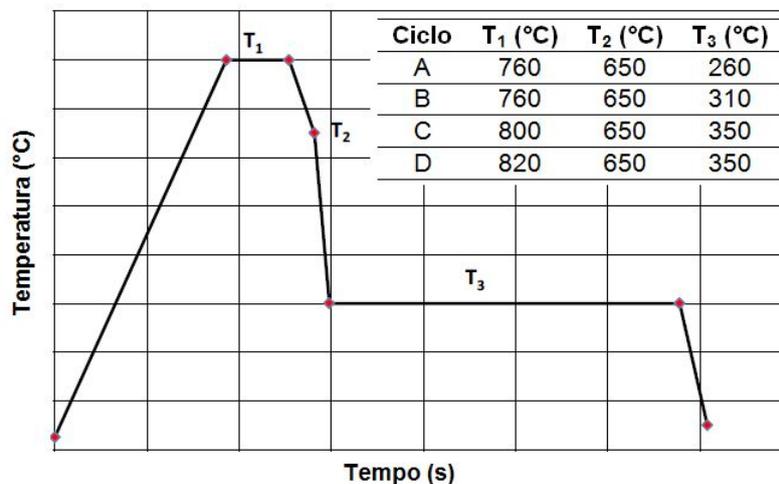


Figura 2. Representação esquemática dos ciclos térmicos simulados na *Gleeble*: T_1 : encharque; T_2 : início de resfriamento rápido; T_3 : superenvelhecimento (*overaging*).

As alternativas testadas em termos de composição química e ciclo de recozimento nortearam o desenvolvimento de dois novos tipos de aço da classe de 980 MPa de limite de resistência mínimo, além do aço convencional. Em conformidade com a nomenclatura adotada por Fujita [1], estes aços foram assim denominados:

- **Convencional:** composição química à base de C-Mn-Si. Este material apresenta microestrutura constituída tipicamente por ferrita (F) e martensita (M). Suas propriedades mecânicas se caracterizam por apresentar baixa relação elástica e alta capacidade de alongamento, porém com valores moderados de expansão de furo;

- **Balanceado**: a partir da nova composição química e ciclos A e B em escala piloto para buscar uma microestrutura mais balanceada com ferrita (F), martensita (M) e bainita (B) e com menor diferença de dureza entre os constituintes. Este material tende a apresentar uma solução de compromisso entre alongamento (AL_{Total}) e expansão de furo (λ);

- **Expansão de Furo**: teste com a composição química experimental e ciclos C e D em escala piloto. Este material apresenta microestrutura majoritariamente bainítica, a fim de maximizar a capacidade de expansão de furo, porém sacrificando relativamente seu alongamento total.

A partir dos resultados em escala piloto foram realizados testes industriais visando a produção destes novos produtos em escala comercial. Foi realizada uma nova amostragem em produtos gerados no recozimento contínuo, com 1,20 mm de espessura. Para um comparativo entre os novos aços e o convencional, foram realizados testes de expansão de furo e tração a temperatura ambiente, além de caracterização microestrutural.

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM A370 [3] para corpos de prova de tamanho reduzido (*sub-size*), com os valores médios sendo obtidos a partir de três corpos de prova individuais para cada amostra tratada na máquina *Gleeble*. O mesmo esquema foi utilizado para a amostragem realizada em escala industrial.

A caracterização microestrutural foi realizada por microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) em seções à $\frac{1}{4}$ da espessura, orientadas paralelamente à direção de laminação. Para determinação da fração volumétrica dos microconstituintes por metalografia quantitativa utilizou-se do reativo nital (2% e/ou 4%) para classificação da microestrutura em ferrita e segundo constituinte. Para avaliação do segundo constituinte foi utilizado ataque com reativo Le Pera (2%, metabisulfito de sódio).

Os ensaios de expansão de furo foram realizados com base na norma ISO/TS 16630 [4], a partir de três corpos de prova para cada ciclo térmico (dimensões 150x50 mm). O valor da razão de expansão de furos (λ) de cada ciclo foi calculado como média dos resultados destes três corpos de prova.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Avaliação de nova composição química em escala piloto

Foram avaliadas as seguintes propriedades mecânicas: Limite de escoamento (LE), Limite de Resistência (LR), Alongamento Total (AL_{Total}) e Razão de Expansão de Furo (λ).

Os resultados da etapa em escala piloto (Figura 3) mostraram uma tendência de queda em todas as propriedades mecânicas avaliadas com o aumento da temperatura de *overaging* ($T_3=260^\circ\text{C}$ para 310°C), quando se comparam os resultados dos ciclos A e B (ambos com $T_1=760^\circ\text{C}$ e $T_2=650^\circ\text{C}$).

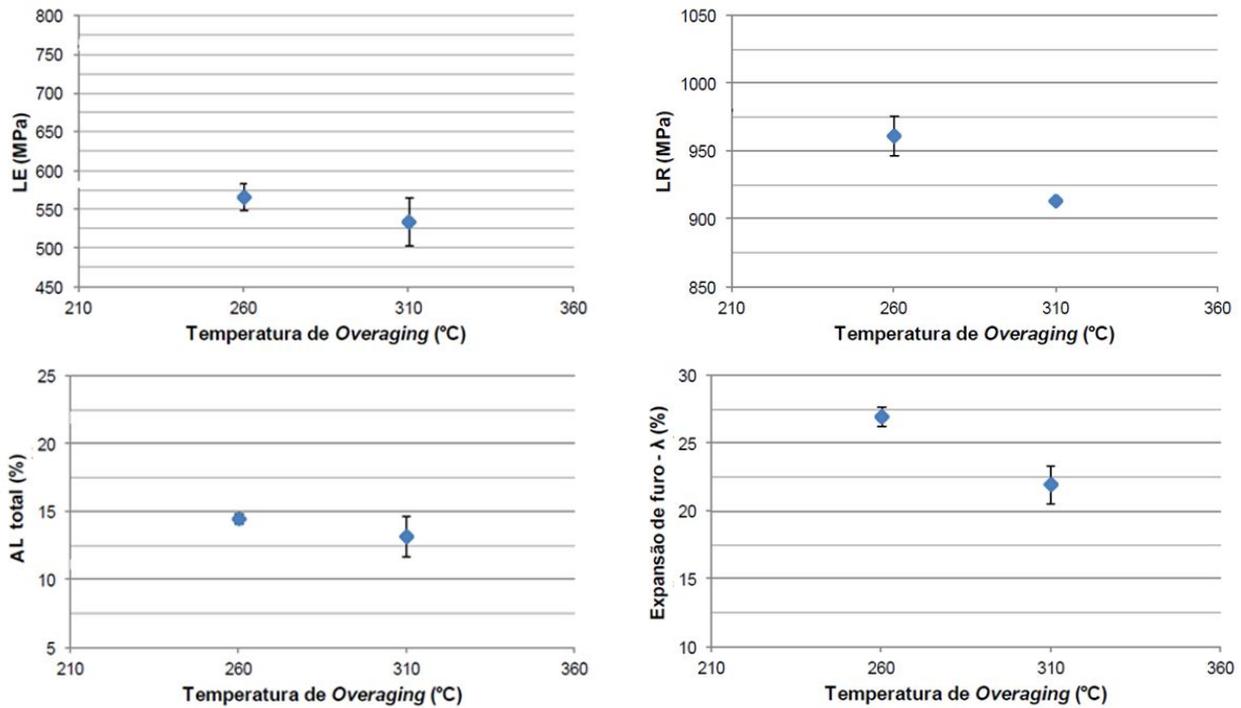


Figura 3. Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de overaging (ciclos A e B com $T_1=760^\circ\text{C}$ e $T_2=650^\circ\text{C}$).

O aumento da temperatura de encharque ($T_1=800^\circ\text{C}$ para 820°C), entre os ciclos C e D (ambos com $T_2=650^\circ\text{C}$ e $T_3=350^\circ\text{C}$) elevou a razão de expansão de furo para valores superiores a 60% e $LR > 980$ MPa (Figura 4). Foi verificada também a tendência de aumento de LE e LR, e redução no AL_{Total} com aumento da temperatura de encharque.

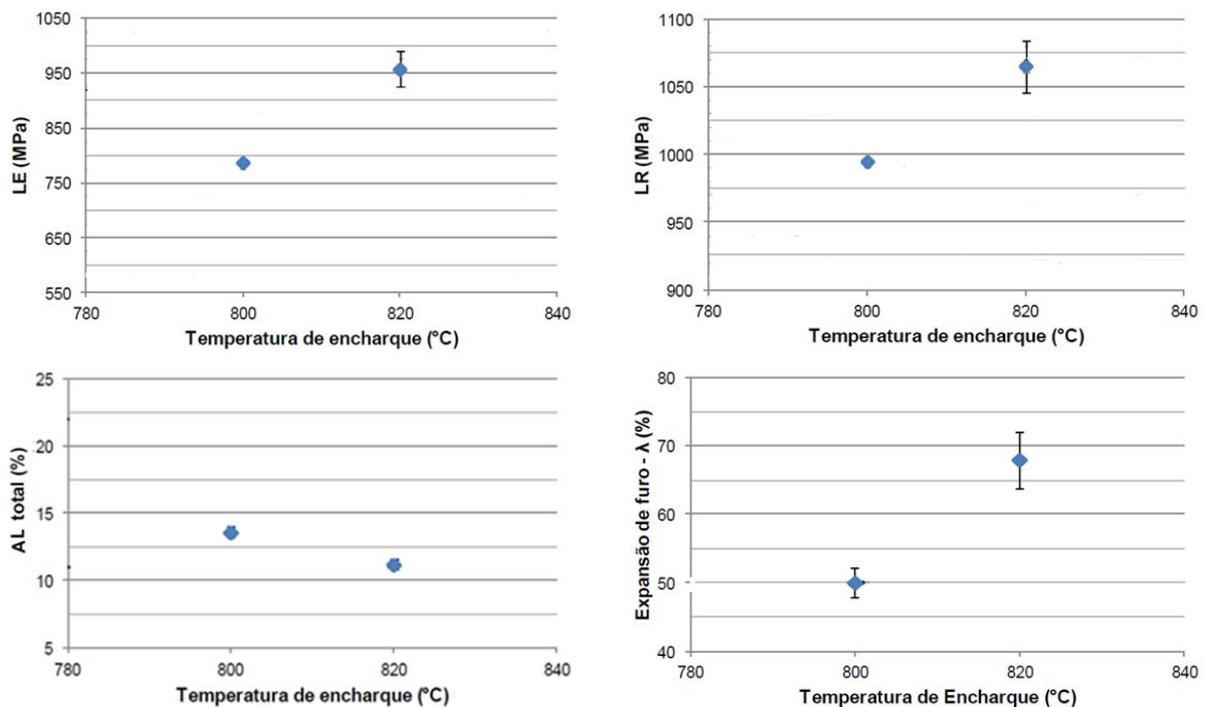


Figura 4. Resultados de LE, LR, AL_{Total} (direção transversal) e λ em função da temperatura de encharque (ciclos C e D com $T_2=650^\circ\text{C}$ e $T_3=350^\circ\text{C}$).

O aumento da temperatura de *overaging* ocorrida entre os ciclos A e B ($T_3=260^\circ\text{C}$ para 310°C), geralmente favorece a formação de bainita (em detrimento da martensita) ou de martensita revenida, de menor dureza [5], o que não pôde ser confirmado nesse estudo. Isto poderia explicar as quedas verificadas em LE, LR e AL_{Total} . A diminuição da capacidade expansão de furo do material, embora relativamente pequena, com o aumento da temperatura de *overaging*, para o caso específico dos ciclos A e B, precisaria ser investigada mais detalhadamente. Não foi possível fazê-lo no escopo deste estudo.

Os valores mais baixos de LE e LR para os ciclos A e B podem ser explicados pela menor temperatura de encharque ($T_1=760^\circ\text{C}$), que tende a produzir uma microestrutura com fração de ferrita relativamente maior, quando comparada aos ciclos C ($T_1=800^\circ\text{C}$) e D ($T_1=820^\circ\text{C}$) [1,5]. Com o aumento da temperatura de encharque, a tendência é a diminuição da fração de ferrita, com o consequente aumento da quantidade de constituintes de maior dureza. Isso explica o aumento dos valores de LE, LR, λ e redução do AL_{Total} [1,5] conforme mostrado na Figura 4.

3.2 Comparativo entre novos aços e o convencional em escala industrial

A partir dos resultados em escala piloto, foram feitos testes industriais com pequenas adequações no ciclo térmico em relação à escala piloto para a nova composição química. Foram feitas amostragens dos dois novos aços (“Balanceado” e “Expansão de Furo”) além do “Convencional” para um comparativo entre suas características.

Os valores de LE dos aços “Convencional” e “Balanceado” foram similares, porém bem menores que o de “Expansão de Furo”. Os resultados de LR, por outro lado, ficaram bem próximos. Em função dessas diferenças, os valores de razão elástica desse último aço apresentaram-se maiores comparativamente. Seu valor de AL_{Total} também foi menor (Figura 5).

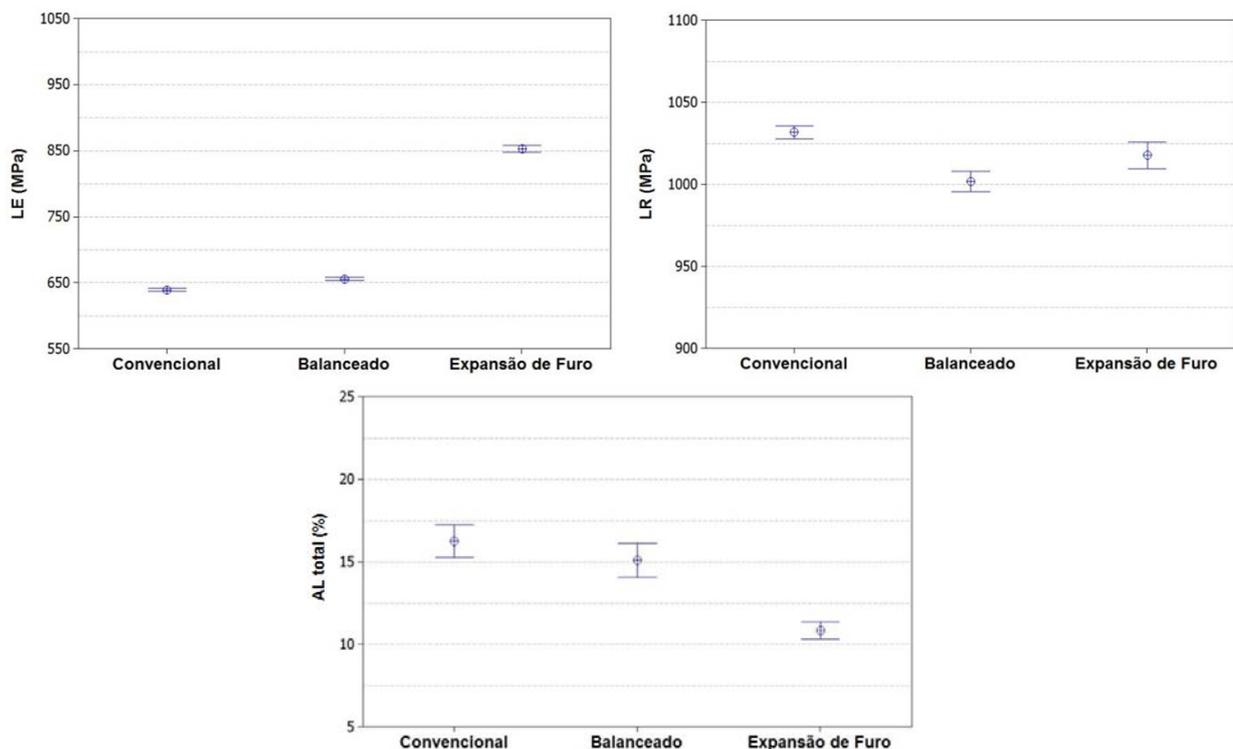
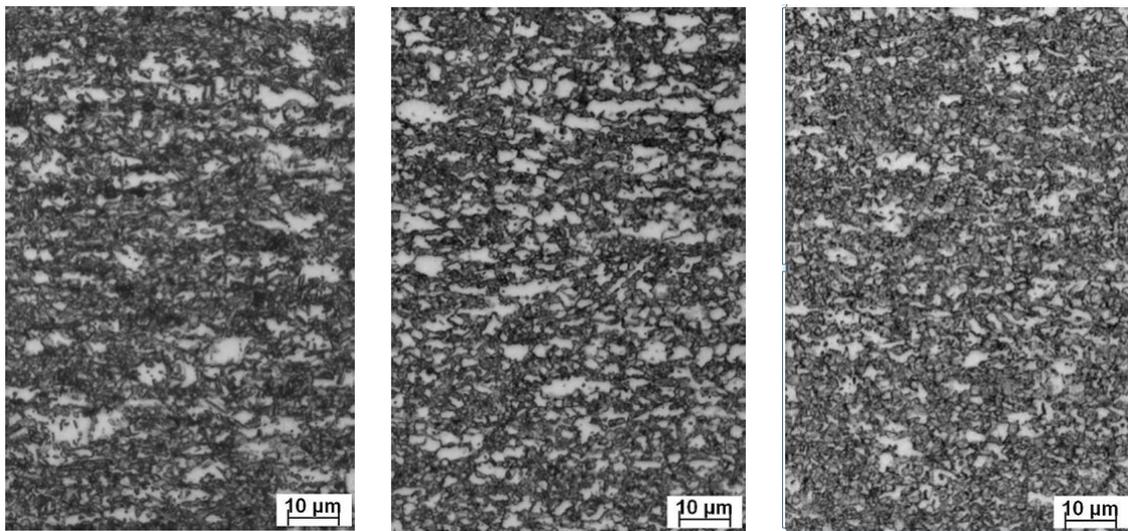
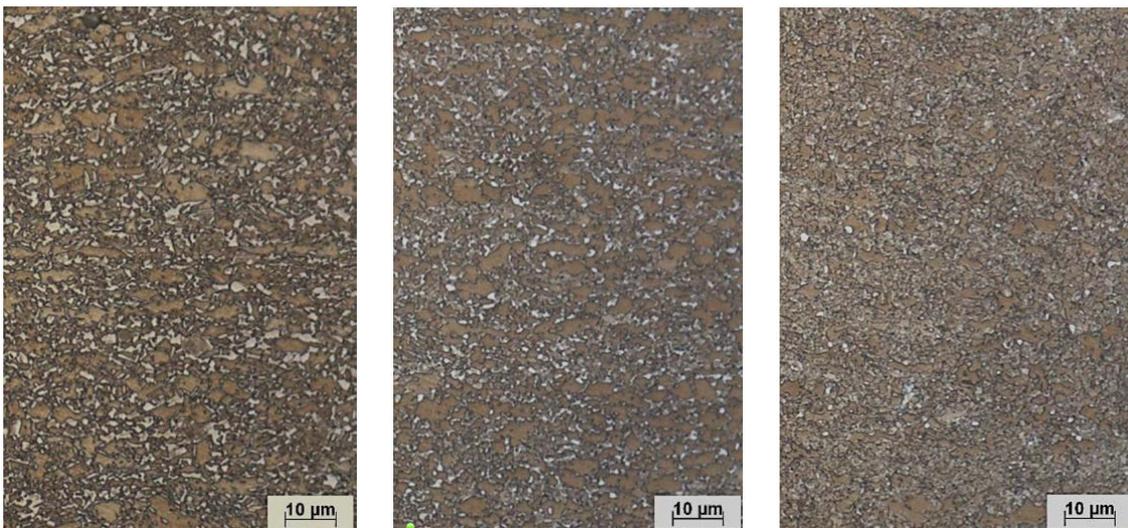


Figura 5. Resultados de LE, LR, AL_{total} (direção longitudinal) dos aços estudados em escala industrial.

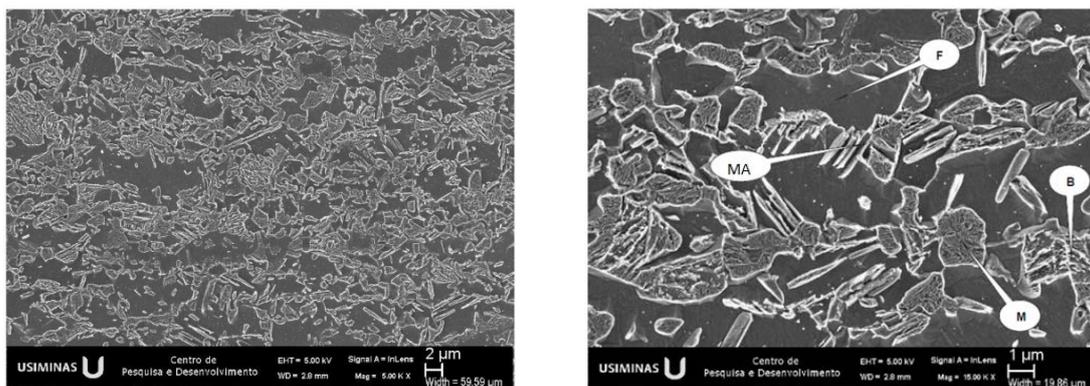
As figuras 6 e 7 mostram as microestruturas desses aços observadas via microscopia óptica após ataque com os reativos nital 4% e Le Pera (2%, metabissulfito de sódio). Em seguida são apresentados os resultados em análises via MEV (Figura 8).



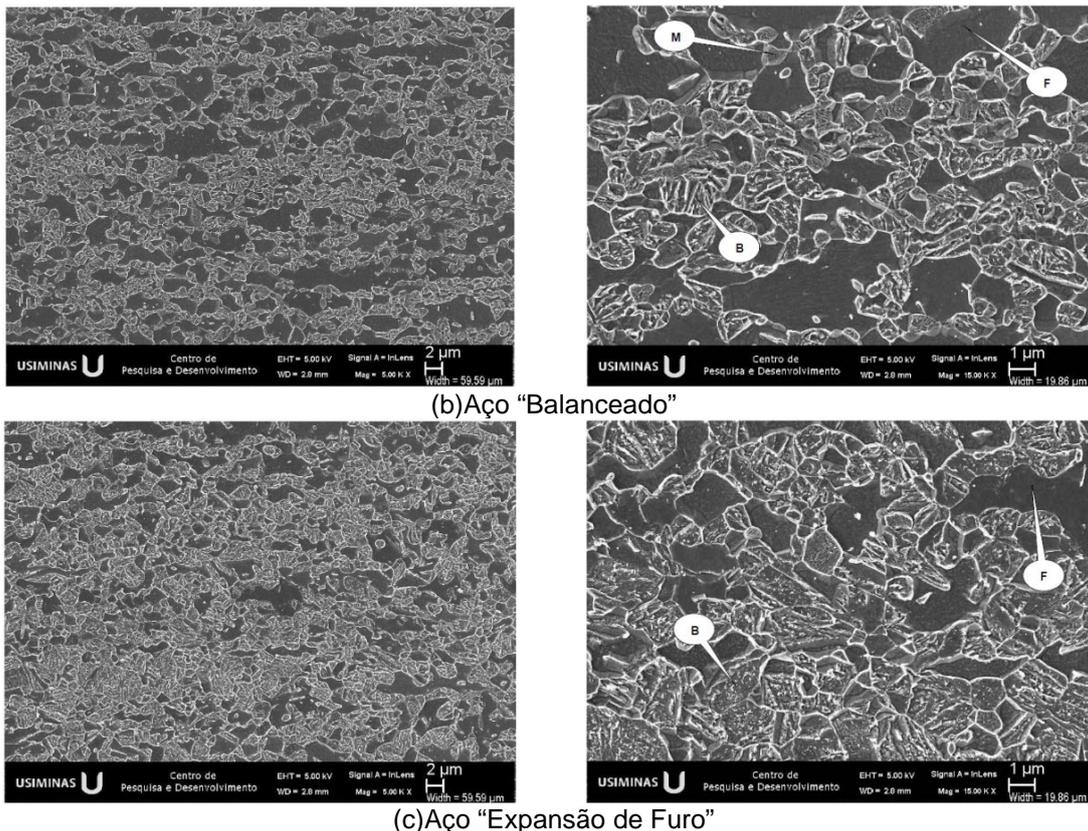
(a) Aço "Convencional" (b) Aço "Balanceado" (c) Aço "Expansão de Furo"
Figura 6. Aspecto típico da microestrutura observada via MO, em seção longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reativo nital 4%.



(a) Aço "Convencional" (b) Aço "Balanceado" (c) Aço "Expansão de Furo"
Figura 7. Aspecto típico da microestrutura observada via MO, em seção longitudinal ao sentido de laminação das amostras. Reativo Le Pera (2%, metabissulfito de sódio).



(a) Aço "Convencional"



(b) Aço “Balanceado”

(c) Aço “Expansão de Furo”

Figura 8. Aspecto típico da microestrutura dos aços estudados, observação via MEV, em seção longitudinal ao sentido de laminação. Ataque: nital 2%. Legenda: F: Ferrita, B: Bainita, M: Martensita e MA: Martensita-Austenita.

A Tabela 2 apresenta a fração volumétrica das fases presentes nos aços estudados. O segundo constituinte é considerado como a soma de bainita (B), martensita (M) e martensita-austenita (MA).

Tabela 2. Resultados da quantificação de fases via microscopia óptica

Aço	Ferrita (%)	B+M+MA (%)
Convencional	17,2	82,8*
Balanceado	25,9	74,1
Exp. de Furos	13,6	86,4**

*Presença de austenita retida (AR)** Predominantemente bainita (B) (desvio ~ 2%)

O aço “Balanceado” apresentou microestrutura constituída por bainita e ferrita, além de algumas partículas de martensita vistas em maiores ampliações (Figura 8b). Não foi possível diferenciar de forma quantitativa a bainita da martensita, sendo referido na Tabela 2 como B+M+MA. Esse aço apresentou em torno de 20% de ferrita.

O aço para “Expansão de Furo” apresentou microestrutura com maior parte de bainita, sem presença de martensita, nem mesmo nos contornos da bainita, com 15% de ferrita (Figura 8c). A presença de ferrita, mesmo em pequenas quantidades, gera um aumento no alongamento total, porém diminui a capacidade de expansão de furos e limite de escoamento. Portanto, não é desejada para aplicações com requisito de expansão de furo.

O aço “Convencional” apresentou microestrutura formada por bainita, ferrita, martensita e martensita-austenita (Figura 8a). A presença de austenita retida,

detectada por análises de difração de raios X em nível residual (Figura 9) não era esperada para esse aço, embora ocorra em função do maior teor de carbono e manganês [6]. Este constituinte sendo muito instável tende a se decompor precocemente em martensita quando exposta em níveis de deformação baixos. A transformação precoce da austenita metaestável em martensita, diferentemente do efeito TRIP, onde se tem efeito benéfico para estampabilidade, ainda é uma questão controversa, conforme literatura [6].

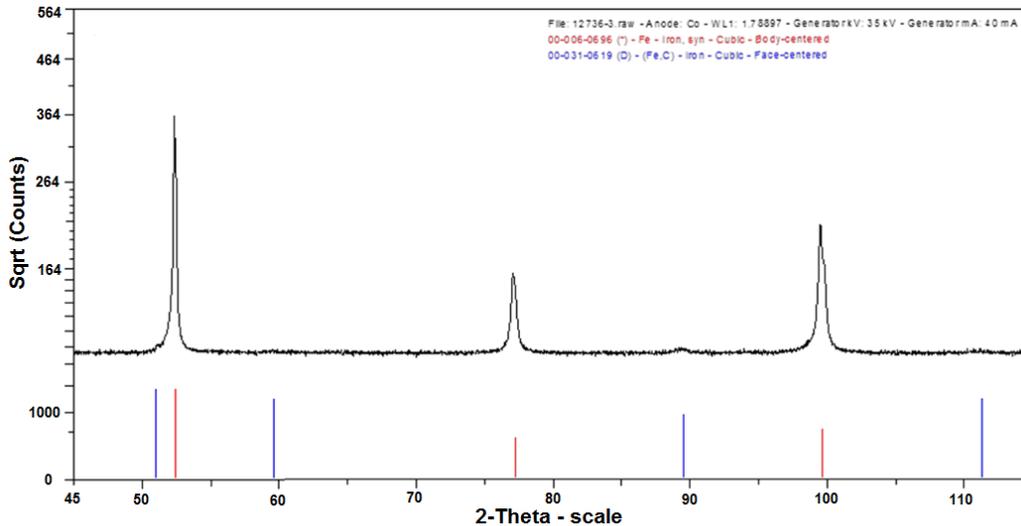


Figura 9. Difratoograma obtido para amostra do aço “Convencional”. Legenda: Raias vermelhas: picos de difração da fase ferrítica, Raias azuis, da austenita.

A característica microestrutural mais próxima de um aço bifásico explica os valores de alongamento total elevados tanto para o aço “Convencional” quanto para o “Balanceado”, com a ferrita controlando a deformação do material devido ao número de deslocações livres, gerando maior ductilidade. No caso do aço “Expansão de Furo”, suspeita-se que a bainita em maior fração volumétrica na microestrutura controle a deformação e diminua a ductilidade comparativamente. O maior volume de ferrita e a presença de martensita nos dois primeiros aços apresentados proporcionou o menor valor de LE. As deslocações livres geradas durante a transformação martensítica apresentam maior mobilidade na ferrita, reduzindo a carga inicial necessária para iniciar a deformação plástica, justificando esses resultados mais baixos de LE e mais elevados de AL_{Total} . Para o aço “Expansão de Furo”, a presença da bainita fez com que a deformação fosse dividida entre esse constituinte e a ferrita, com cargas maiores para iniciar o escoamento [7-8].

A microestrutura do aço “Convencional” sendo mais próxima da típica para um aço *Dual Phase* explica a maior capacidade de encruamento (Figura 10). A interação entre as deslocações é responsável por esse processo [8] e evidencia os resultados mais elevados do valor n (coeficiente de encruamento). O aço “Expansão de Furo” apresentou resultado oposto, no qual o encruamento é menor refletindo também numa razão elástica mais elevada. A Figura 10 mostra a relação entre o valor n (coeficiente de encruamento) “instantâneo” e as deformações verdadeiras durante os ensaios em tração dos aços avaliados. Verifica-se que o perfil das curvas é semelhante, ocorrendo uma queda no valor de n com o aumento da deformação.

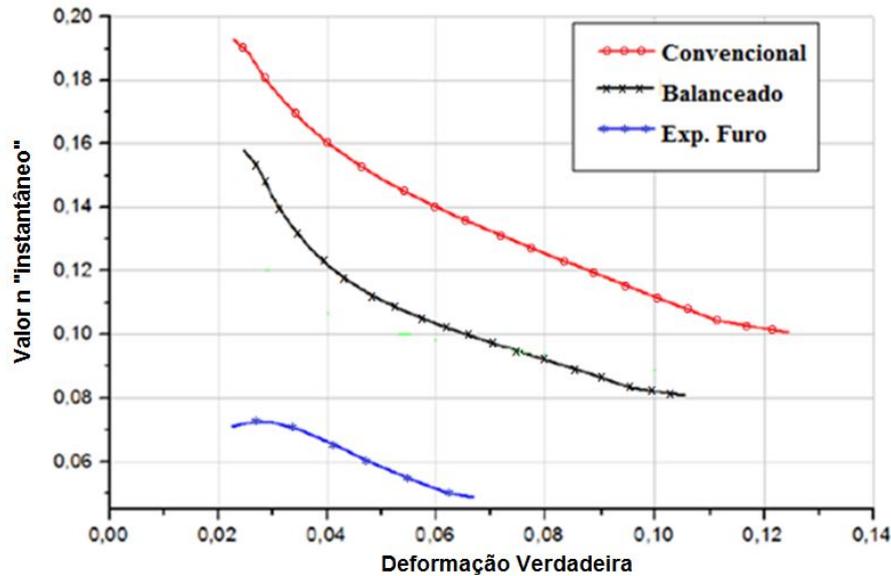


Figura 10. Relação entre o valor n instantâneo e a deformação verdadeira.

Os resultados obtidos nos ensaios de expansão de furo realizados (Figura 11) são compatíveis com as características gerais da microestrutura das amostras.

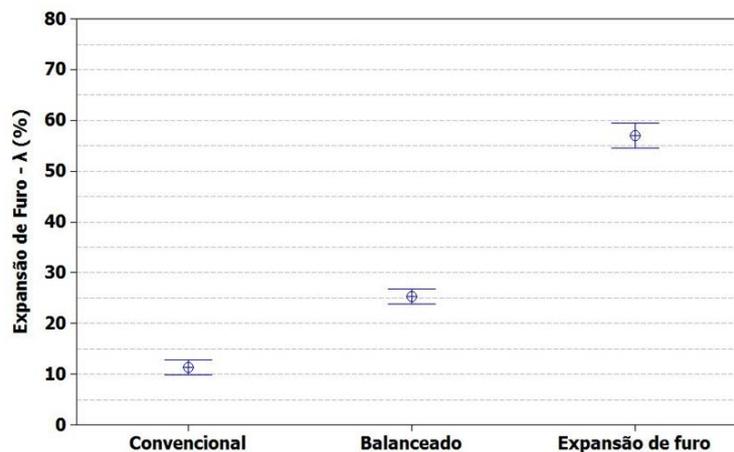


Figura 11. Resultados do ensaio de expansão de furos das amostras obtidas nos testes industriais.

O melhor desempenho no teste de expansão de furo (λ), conforme esperado, foi do aço para “Expansão de Furo”, com resultado de λ quase cinco vezes maior que o aço “Convencional”. Esse último aço apresentou piores resultados provavelmente em função da quantidade de carbono mais elevada, formando uma martensita de maior dureza, mais rica nesse elemento e conseqüentemente com maior diferença de dureza comparada à fase ferrítica. Não foi possível tal medição, mas verifica-se em literatura [5] que quanto maior tal gradiente, menor a capacidade de expansão de furo. Isso explica o comportamento do aço “Expansão de Furo”, constituído em maior parte por bainita em adição à ferrita, com diferença de dureza menos acentuada entre esses constituintes.

Para o aço “Convencional” também tem efeito a presença de austenita retida. Essa pode ser transformada em martensita durante o processo de corte e flangeamento, promovendo uma queda na capacidade de deformação localizada [5-6].

4 CONCLUSÕES

Na etapa de escala piloto, os ciclos com encharque de 760°C apresentaram LR abaixo de 980 MPa. Além disso, o aumento da temperatura de *overaging* de 260 para 310°C promoveu uma queda adicional do LE, LR, AL_{Total} e razão de expansão de furo, embora este último resultado tenha sido superior a 20%. O aumento da temperatura de encharque, de 800°C para 820°C, propiciou maiores valores da razão de expansão de furo, acima de 50%, além de ganhos em LE e LR, porém com redução do AL_{Total} .

Os resultados obtidos na escala industrial foram consistentes com os da escala piloto. O aço experimental "Expansão de Furo" no geral apresentou melhores resultados quanto aos parâmetros de estampabilidade, com bom desempenho ao ser submetido a esforços de estiramento de flange, consequentemente dobramento, mostrando-se apto a ser utilizado em peças com maior diversidade geométrica.

O aço "Convencional" apresentou ductilidade mais elevada, boa capacidade de encruamento e menor razão de expansão de furo comparativamente. O aço "Balanceado" apresentou a combinação de boa ductilidade e capacidade de expansão de furo acima de 20%.

REFERÊNCIAS

1. FUJITA N, NONAKA T, TOMOKIYO T, TANIGUCHI H. Development of ultra-high strength of 980 MPa. SAE International, 2007; 51-55.
2. PATHAK N, BUTCHER C, WORSWICK M, BELLHOUSE E, GAO J. Damage evolution in complex phase and dual phase steels during edge stretching. Materials, 2017;10: 346
3. NORMA ASTM A 370: Test methods and definitions for mechanical testing of steel products. American Society for Testing and Materials, Edition: 2014.
4. TECHNICAL SPECIFICATION (ISO/TS 16630): Metallic materials method of hole expanding test. Edition: 2003.
5. HASEGAWA K, KAWAMURA K, URABE T, HOSOYA Y. Effects of microstructure on stretch-flange-formability of 980MPa grade coldrolled ultra-high strength steel sheets. ISIJ International, 2004;44(3): 603-609.
6. SALEH MH, PRIESTNER R. Retained austenite in dual phase silicon steels and its effect on mechanical properties. Journal of Materials Processing Technology, 2001; 113 (1-3):587-93.
7. KRAUSS, G. Steels processing, structure and performance. 2nd edition. Ohio-EUA: ASM International; 2015.
8. REED-HILL, RE. Physical metallurgy principles. 4th edition. Stamford-EUA: Cengage Learning; 2009.