

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas
Mestrado Profissional

Dissertação de Mestrado

“INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO TRIP
LAMINADO A FRIO”

Autor:

Cristiane Brasil Magalhães Faria

Orientador: Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono

Coorientador: Dr. Fernando de Souza Costa

Outubro de 2019

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
Curso de Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas
Mestrado Profissional

Cristiane Brasil Magalhães Faria

“INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA
MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO TRIP
LAMINADO A FRIO”

Dissertação de Mestrado apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Metalúrgica, Materiais e de Minas – Mestrado Profissional, da Universidade Federal de
Minas Gerais como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em
Engenharia Metalúrgica, Materiais e de Minas

Área de concentração: Metalurgia Física

Orientador: Dr. Vicente Tadeu Lopes Buono

Coorientador: Dr. Fernando de Souza Costa

Belo Horizonte
Escola de Engenharia da UFMG

2019

F224i

Faria, Cristiane Brasil Magalhães.

Influência das temperaturas de recozimento contínuo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aço TRIP laminado a frio [recurso eletrônico] / Cristiane Brasil Magalhães Faria. - 2019.
1 recurso online (ix, 38 f. : il., color.) : pdf.

Orientador: Vicente Tadeu Lopes Buono.

Coorientador: Fernando de Souza Costa.

Dissertação (mestrado profissional) - Universidade Federal de Minas Gerais, Escola de Engenharia.

Apêndices: f. 29-38.

Bibliografia: f. 25-27.

Exigências do sistema: Adobe Acrobat Reader.

1. Engenharia metalúrgica - Teses. 2. Metalurgia física - Teses.
3. Austenita - Teses. 4. Aço - Trabalho a frio - Teses. I. Buono, Vicente Tadeu Lopes. II. Costa, Fernando de Souza. III. Universidade Federal de Minas Gerais. Escola de Engenharia. IV. Título.

CDU: 669(043)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA METALÚRGICA,
MATERIAIS E DE MINAS/MP

UFMG

ATA DA DEFESA DA DISSERTAÇÃO DA ALUNA CRISTIANE BRASIL MAGALHÃES FARIA

Realizou-se, no dia 01 de novembro de 2019, às 13:00 horas, 2136, da Universidade Federal de Minas Gerais, a defesa de dissertação, intitulada *INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO TRIP LAMINADO A FRIO*, apresentada por CRISTIANE BRASIL MAGALHÃES FARIA, número de registro 2017720954, graduada no curso de ENGENHARIA METALÚRGICA, como requisito parcial para a obtenção do grau de Mestre em ENGENHARIA METALÚRGICA, MATERIAIS E DE MINAS, à seguinte Comissão Examinadora: Prof(a). Vicente Tadeu Lopes Buono - Orientador (Demet/EE.UFMG), Prof(a). Leandro de Arruda Santos (UFMG), Prof(a). Fernando de Souza Costa (USIMINAS).

A Comissão considerou a dissertação:

Aprovada

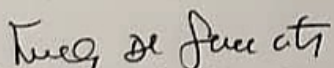
Reprovada

Finalizados os trabalhos, lavrei a presente ata que, lida e aprovada, vai assinada por mim e pelos membros da Comissão.

Belo Horizonte, 01 de novembro de 2019.


Prof(a). Vicente Tadeu Lopes Buono (Doutor)


Prof(a). Leandro de Arruda Santos (Doutor)


Prof(a). Fernando de Souza Costa (Doutor)

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que contribuíram na realização deste trabalho. Em especial, agradeço à minha família e aos meus amigos, prof. Vicente Tadeu Lopes Buono, Fernando de Souza Costa e Renata da Costa Moreira, pelo apoio durante todo o desenvolvimento deste trabalho. À USIMINAS, pela oportunidade de crescimento profissional e às equipes envolvidas.

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	ivi
LISTA DE APÊNDICES	viii
RESUMO	ix
ABSTRACT	x
1. INTRODUÇÃO	11
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	12
3. OBJETIVO	23
4. CONCLUSÕES	24
5. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	25
6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	256
APÊNDICES	269

LISTA DE APÊNDICES

APÊNDICE I – Artigo “INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO TRIP LAMINADO A FRIO”, a ser submetido para publicação no periódico Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração da Associação Brasileira de Metalurgia (ABM).

RESUMO

A influência da temperatura de recozimento intercrítico e da temperatura isotérmica de transformação bainítica na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço TRIP laminado a frio foi avaliada através de simulações de recozimento contínuo. A microestrutura foi caracterizada para determinar, principalmente, a quantidade de austenita retida (AR), enquanto o comportamento mecânico foi avaliado através de ensaios de tração. Foram observadas modificações relevantes na microestrutura final, principalmente na fração volumétrica de AR e em seu teor de carbono em função das variáveis estudadas. As melhores combinações de elevada resistência mecânica e boa ductilidade foram obtidas nas temperaturas de encharque de 800°C e 820°C, e na temperatura de transformação isotérmica de 410°C. A utilização dessas combinações permitiu a obtenção de uma fração de AR de aproximadamente 15%, com uma estabilidade mecânica que confere uma transformação gradual de parte desta AR durante a deformação.

Palavras-chave: Aço TRIP; Temperatura de recozimento intercrítico; Temperatura de transformação bainítica isotérmica; Austenita retida.

ABSTRACT

The influence of intercritical annealing temperature and bainitic isothermal temperature on microstructure and mechanical properties of a cold rolled TRIP steel was studied through continuous annealing simulations. The microstructure was characterized mainly to determine the amount of retained austenite (RA) while the mechanical behavior was assessed by means of tensile tests. Significant changes were observed in the final microstructure, mainly in the RA volume fraction and its carbon content. The best combinations of high mechanical strength and good ductility were obtained at the soaking temperatures of 800°C and 820°C and the bainitic isothermal transformation temperature of 410°C. The use of these combinations resulted in a RA fraction of approximately 15% with a mechanical stability that allows a gradual transformation of part of this RA during deformation.

Keywords: TRIP steel; Intercritical annealing temperature; Bainitic isothermal temperature; Retained austenite.

1. INTRODUÇÃO

A partir de meados da década de 90, o cenário automotivo tornou-se bastante desafiador para os fabricantes de automóveis. Com insurgentes necessidades, tais como: restrição da emissão de gases poluentes e preocupações ligadas à segurança veicular, fez-se necessário buscar novos processos de fabricação de aços para obter propriedades mecânicas adequadas à aplicação final dos componentes, a fim de reduzir o peso dos veículos e aumentar a segurança dos passageiros.

As montadoras puderam atender aos diversos requisitos funcionais dos veículos atuais com a incorporação de aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*), os quais apresentam resistência mecânica superiores a 500 MPa com boa ductilidade. Tais características podem ser alcançadas através da utilização dos aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*).

A produção de aços *AHSS* laminados a frio está concentrada em linhas de recozimento contínuo, que possibilitam altas taxas de resfriamento e benefícios à qualidade do aço, tais como a condição superficial e homogeneidade de propriedades mecânicas. Para que se obtenham os aços TRIP com as características microestruturais finais desejadas, a conjugação adequada dos parâmetros operacionais durante o ciclo de recozimento contínuo tem influência decisiva.

Contudo, neste trabalho objetiva-se estudar a influência da temperatura de recozimento intercrítico e da temperatura de transformação bainítica isotérmica (*Overaging*) de aço TRIP laminado a frio.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Principais Características dos Aços TRIP

Os aços TRIP, caracterizados por apresentarem alta resistência mecânica e boa ductilidade, foram desenvolvidos pela primeira vez no final da década de 80, através de estudos realizados por MATSUMURA *et al.* (1987), que avaliaram as melhores combinações dessas características mecânicas em relação aos aços DP [1,2]. Entre outros estudos, como os de Rigsbee e Vanderarend em 1977, Yi *et al.* em 1983 e Sachdev em 1983, mostraram que a austenita retida em cerca de até 10% pode ser encontrada adjacente a ferrita e martensita na microestrutura de aços de *Dual Phase*, levando-se a questão de saber se essa austenita retida pode melhorar as propriedades mecânicas dos aços DP através de um efeito TRIP [1, 3-5].

Como os aços DP, os aços TRIP laminados a frio apresentam uma microestrutura constituída por mais de uma fase como resultado do tratamento de recozimento intercrítico. MATSUMURA *et al.* (1987) consideram que, enquanto os aços DP são tipicamente resfriados diretamente à temperatura ambiente após o recozimento intercrítico, os aços TRIP são resfriados a uma faixa de temperatura intermediária, classicamente entre 350°C e 450°C, para uma transformação bainítica isotérmica parcial conforme ilustrado na Figura 1 [1].

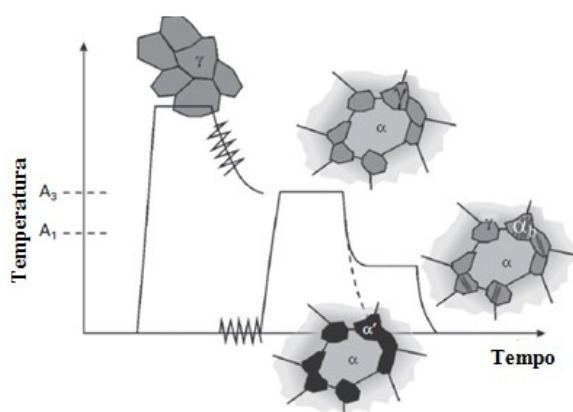


FIGURA 1 - Representação esquemática da evolução da microestrutura dos aços DP (linha pontilhada) e TRIP (linha sólida) durante seus respectivos tratamentos térmicos.

γ: austenita, α: Ferrita, α': martensita, α_b: bainita. [1].

Em alguns processos industriais de produção de aços DP tem-se uma etapa de superenvelhecimento anterior ao resfriamento final, dependendo do forno de recozimento utilizado, com temperatura inferior comparado com a etapa de transformação bainítica empregada para os aços TRIP [6].

O ganho adicional em termos de resistência mecânica e ductilidade decorre da transformação de uma fase de equilíbrio metaestável (AR) para a martensita durante a conformação do material [7]. Este é o fenômeno TRIP, esquematizado na Figura 2.

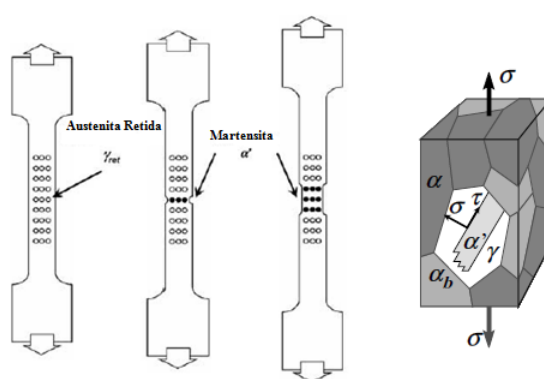


FIGURA 2 - Representação da ocorrência do efeito TRIP, mostrando esquematicamente a transformação austenita retida em martensita. γ_{ret} : austenita, α' : martensita, α : Ferrita, γ : austenita, α_b : bainita. [7].

Conforme mostra o esquema da Figura 2, durante a conformação do material, a austenita retida vai se transformando em martensita à medida que cresce o nível de deformação aplicado. Como resultado dessa transformação, que ocorre em toda a extensão do material, sua ruptura é adiada, gerando ganhos consideráveis em termos de alongamento. Além disso, a transformação martensítica provoca uma expansão volumétrica na matriz ferrítica inserindo um número expressivo de deslocamentos, o que proporciona ganhos na capacidade de encruamento do material [7]. O produto final terá uma microestrutura endurecida pela presença da martensita, oriunda da austenita retida conforme mostrado na Figura 3.

Dessa forma, como o próprio nome diz “*TRIP - assisted multiphase steels*”, o qual ressalta as duas origens físicas de suas propriedades mecânicas excepcionais, os aços

TRIP possuem a natureza multifásica de sua microestrutura e a ocorrência de um efeito TRIP, isto é, a transformação martensítica induzida mecanicamente da austenita remanescente metaestável. A palavra "*assisted*", que muitas vezes é esquecida na literatura, significa que essas duas características interagem e se influenciam [1].

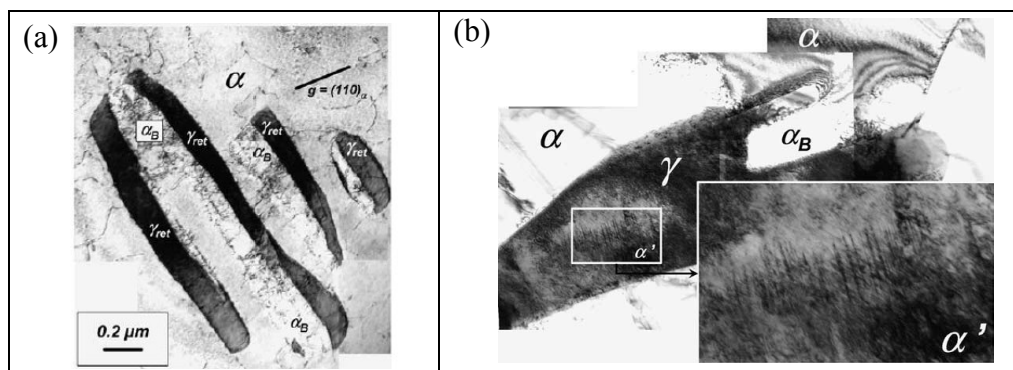


FIGURA 3 - Micrografia via MET mostrando a presença de austenita retida de uma microestrutura de um aço TRIP de baixa liga (a). Transformação parcial da austenita em martensita atérmica em aço TRIP (b). α : Ferrita, γ_{ret} : austenita, α' : martensita, γ : austenita, α_B : bainita [7].

Para exemplificar as características mecânicas dos aços TRIP, alguns autores, como Konieczny [8,9] compararam as propriedades mecânicas dos aços TRIP com outros materiais de mesma classe de resistência mecânica.

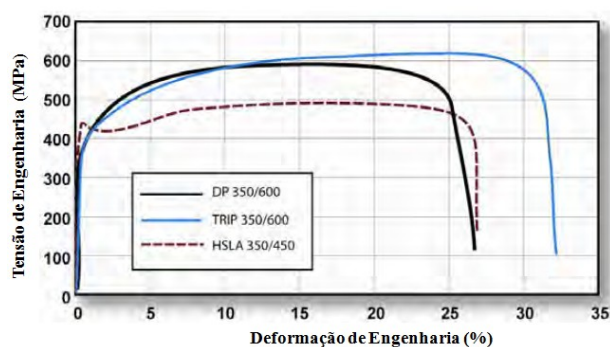


FIGURA 4 - Exemplos típicos de curvas de tensão-deformação de aço DP, TRIP e HSLA [8,9].

Observa-se na Figura 4 que o aço TRIP tem uma taxa de encruamento inicial mais baixa do que o aço DP, que, no entanto se mantém em esforços mais elevados, onde a taxa de

encruamento do aço DP começa a diminuir. Portanto, os aços TRIP podem ser projetados para o fornecimento de materiais de excelente conformabilidade para a fabricação de peças complexas, exibindo boa taxa de encruamento durante a deformação e excelente absorção de energia na colisão. A tabela III.1 mostra algumas aplicações para os diferentes graus de aço TRIP [9].

TABELA III.1 – Exemplos de Aplicações/Peças de Aço TRIP em Função do Grau de Resistência Mecânica (MPa).

Aço TRIP	Aplicações
TRIP600	Reforços do chassi, Reforço de trilho
TRIP700	Reforços laterais, Caixa de Colisão
TRIP800	<i>Painel Dash</i> , Travessas, Reforço do teto
TRIP980	Pilar B superior, Travessa do teto, Berço do motor, Reforço dianteiro e traseiro, Estrutura do assento

2.2 Influência da Composição Química no efeito TRIP

Os principais elementos de liga que influenciam nas propriedades finais dos aços TRIP são: carbono, manganês e silício. O carbono é o principal elemento estabilizador da austenita, o qual tem participação direta na quantidade de AR à temperatura ambiente e, conseqüentemente, no efeito TRIP.

O manganês é um elemento estabilizador da austenita, o qual diminui a temperatura de início de formação de ferrita (Ar_3), favorecendo a obtenção de maiores quantidades de austenita durante o recozimento intercrítico. Este elemento aumenta a solubilidade do carbono na austenita, o que torna possível o enriquecimento de carbono desta fase. Além disso, o manganês ainda pode substituir o Fe na formação de precipitados do tipo $(Fe,Mn)_3C$, que podem dar origem a partículas de austenita ricas em Mn que requerem menor concentração de carbono para se estabilizar a temperatura ambiente. Também, deve ser levado em conta o efeito inibidor do Mn na formação da ferrita durante o resfriamento, uma vez que este minimiza um possível enriquecimento de carbono dessa fase [10,11].

O silício, por sua vez, promove a formação da ferrita nos estágios iniciais do

resfriamento, o que acentua a difusão do carbono para a austenita. Além disso, durante a transformação bainítica, esse elemento inibe a formação de cementita, o que, mais uma vez induz a difusão de carbono para a austenita, favorecendo a estabilidade dessa fase. Desse modo, sendo o silício um elemento pouco solúvel na cementita, a precipitação de carbonetos é retardada ou inibida durante a formação da bainita, favorecendo a segregação de átomos de carbono da ferrita bainítica para a austenita remanescente [10,12]. Além disso, ressalta-se que outros elementos não solúveis na cementita, como o alumínio, por exemplo, exercem uma influência semelhante a do silício durante a transformação bainítica [13-15].

Embora o silício proporcione estes ganhos nos aços TRIP, a adição desse elemento em níveis elevados, pode acarretar perda na qualidade superficial dos produtos finais, principalmente, em função da formação de óxidos (carepa) de difícil remoção durante o processo de laminação a quente, prejudicando a aplicação do material destinado ao segmento automotivo [1]. Como resultado, outras ligas foram investigadas utilizando alumínio como substituto do silício nos aços TRIP com bons resultados [12,16-18].

O alumínio, também formador de ferrita e, apesar de não ser solúvel na cementita, apresenta um efeito mais fraco na supressão da formação de carbonetos, quando comparado com o Si. Devido ao baixo potencial de endurecimento por solução sólida, o alumínio sempre é usado em combinação com conteúdos mais altos de carbono ou em combinação com fósforo [11].

Na Figura 5 está representado, de forma esquemática, o efeito destes elementos de liga mais comumente utilizados nos aços TRIP sobre as transformações de estado sólido que ocorrem durante o ciclo de recozimento contínuo.

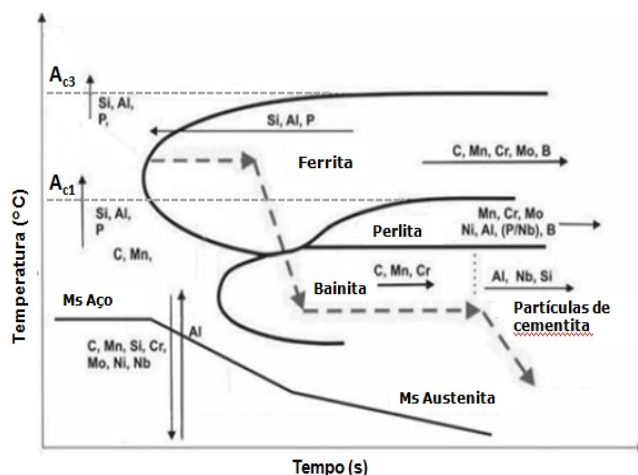


FIGURA 5 - Efeito de alguns elementos de liga sobre transformações que ocorrem durante o recozimento contínuo de aços TRIP [10].

2.3 Processo de Recozimento Contínuo dos Aços TRIP

Na sequência do processo de fabricação dos aços, após a laminação a frio, o aço é submetido a um ciclo de recozimento contínuo que envolve o aquecimento até uma temperatura na região intercrítica, seguido de resfriamento lento até uma temperatura de aproximadamente 680°C. Em seguida procede-se um resfriamento rápido até uma temperatura da ordem de 400°C, na qual o material permanece por alguns minutos, antes de sofrer um resfriamento lento até a temperatura ambiente. A Figura 6 ilustra esquematicamente ciclo de recozimento contínuo de um aço TRIP. As principais transformações de estado sólido que ocorrem durante o ciclo de recozimento de um aço TRIP são as seguintes [7]:

- Durante o aquecimento e encharque à temperatura intercrítica, ocorre principalmente, a recristalização da ferrita, a dissolução da cementita e carbonetos, e a formação da austenita. Os estágios iniciais da formação de austenita intercrítica são controlados pela difusão de C, que é seguida pelo processo muito mais lento de difusão de Mn e Si;
- Durante o resfriamento lento, ocorre a formação de certa quantidade de ferrita epitaxial a partir da austenita formada na etapa anterior proporcionando a migração de carbono para a austenita;

- No resfriamento rápido à temperatura de transformação banítica, objetiva-se evitar a formação de perlita e também a formação da “nova” ferrita (ferrita epitaxial);
- Na etapa de *overaging*, na qual o material permanece alguns minutos a uma temperatura cerca de 400°C, ocorre a transformação de parte da austenita em bainita. Esta etapa é, em muitos aspectos, o estágio mais crítico, pois define três parâmetros cruciais: o conteúdo de C, a fração volumétrica e o tamanho das regiões de austenita retida na microestrutura. A transformação da austenita em bainita promove a difusão de carbono para austenita, aumentando ainda mais a estabilidade desta fase à temperatura ambiente.

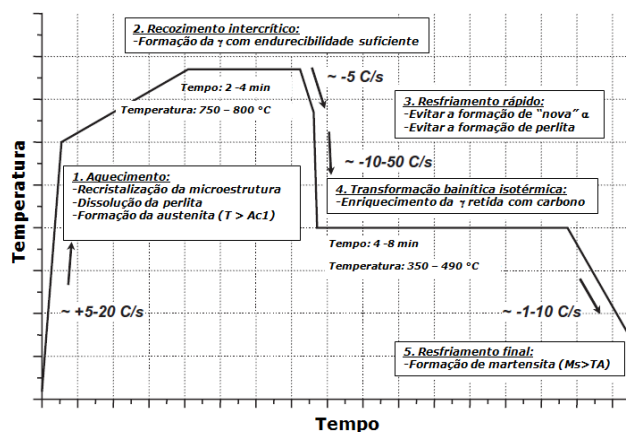


FIGURA 6 - Representação esquemática do ciclo de recozimento contínuo de um aço TRIP, com temperatura de encharque na região intercrítica [7].

Um recente estudo realizado por Shen *et al.* [8] mostrou a influência de alguns parâmetros do processo de recozimento intercrítico nas propriedades mecânicas de um aço TRIP contendo 0,19% de C, 0,30% de Si, 1,76% de Mn, 1,52% de Al, 0,007% de Ni, 0,007% de Cu, 0,002% de Ti, 0,003% de Mo, 0,012% de P, 0,003% de N e 0,004% de S. Eles investigaram o efeito da variação de temperatura de encharque e temperatura de transformação bainítica isotérmica (Figura 7) na fração volumétrica de austenita retida, bem como sua morfologia e seu conteúdo de carbono, e sua subsequente influência na resistência mecânica e ductilidade deste aço.

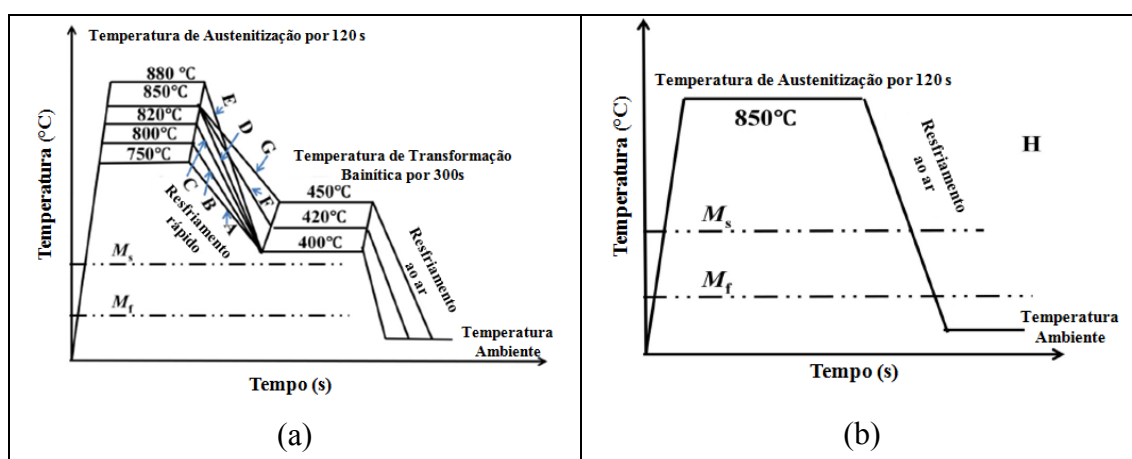


FIGURA 7 - Ilustração esquemática das diferentes rotas de tratamento térmico aplicadas aos aços A – G (a) e aço H (b) [8].

Com relação à morfologia, os autores [8] observaram que em temperaturas de recozimento intercrítico mais elevadas, a ferrita se apresentou com uma microestrutura equiaxial com tamanho de grão médio de 10 μm e maior presença de austenita retida lamelar fina e plaquetas de ferrita bainítica coexistente com a austenita retida em torno da ferrita, como por exemplo, o aço processado na rota de tratamento térmico F (Figura 8-b: temperatura de encharque 880°C e temperatura de transformação bainítica 400°C). Já o aço processado na menor temperatura de recozimento, a microestrutura obtida foi predominantemente ferrítica com menor presença de austenita retida e bainita conforme ilustrado na Figura 8-a (temperatura de encharque 750°C e temperatura de transformação bainítica 400°C).

Além disso, foi verificado que enquanto o teor de austenita retida aumentou com o aumento da temperatura de recozimento, o teor de bainita atinge um máximo com temperatura de recozimento de 820°C.

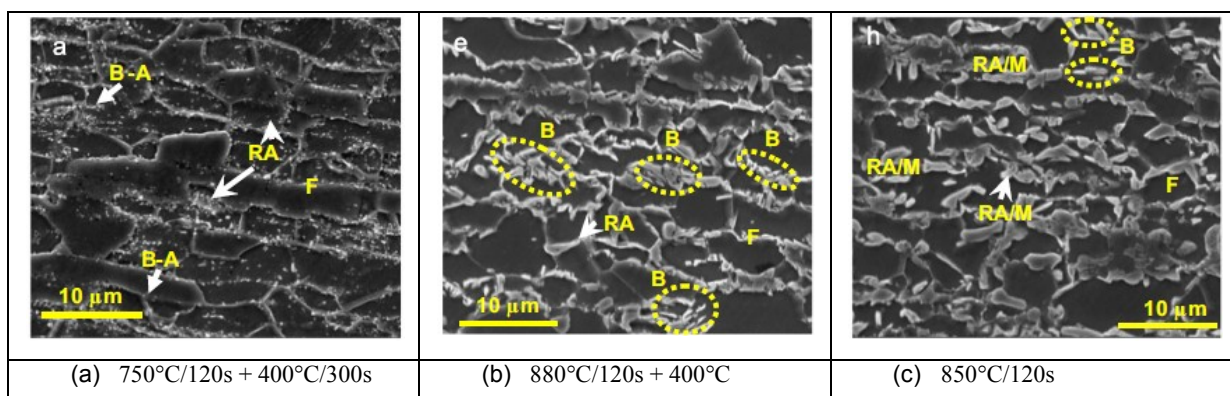


FIGURA 8 - Aspecto da microestrutura (via MEV) dos aços processados conforme tratamento térmico A, F e H respectivamente [8].

Utilizando várias técnicas experimentais, os autores analisaram o valor de fração volumétrica de austenita retida para cada rota de tratamento térmico realizado. Estes resultados estão mostrados na Figura 9.

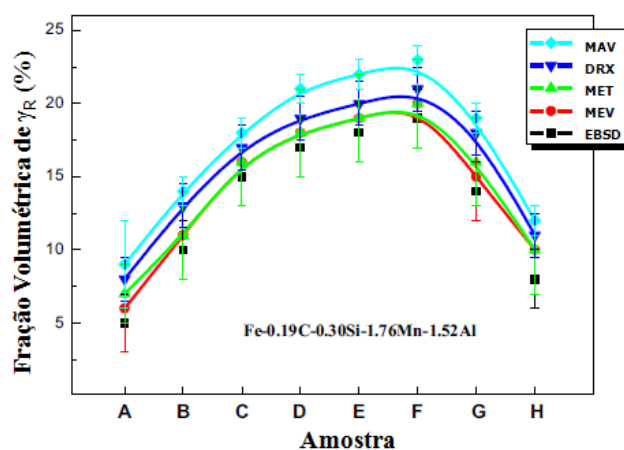


FIGURA 9 - Fração volumétrica de austenita retida (γ_R) medida em função dos processos de tratamento térmico dos aços A – H. Métodos de medição: Magnetometria de Amostra Vibrante (MAV), Difração de Raios X (DRX), Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Difração de Elétrons Retro-Espalhados (EBSD) [8].

Shen *et al.* observaram que a fração volumétrica da AR aumenta com o aumento da temperatura de recozimento, devido à diminuição da ferrita primária resultante da maior temperatura de austenitização. No entanto, temperaturas intercríticas muito elevadas também podem afetar o teor médio de carbono da austenita retida. Apesar de

incrementar a quantidade de austenita durante o encharque, a austenita retida obtida possui menor teor de carbono o que prejudica sua estabilidade [8].

A temperatura de transformação bainítica também desempenha um papel fundamental na obtenção de austenita retida. Os autores detectaram que ao manter constante a temperatura de recozimento a 850°C, a fração volumétrica de austenita retida aumentou de 19% para 21% (média obtida através do método DRX) com um aumento na temperatura de *overaging* de 400°C (aço D) para 420°C (aço F). No entanto, um aumento adicional da temperatura de *overaging* em 450°C (aço G) levou a uma queda no teor de austenita retida para 18%. Entre todas as amostras, a amostra com tratamento térmico F, que foi mantido a uma temperatura de transformação de bainítica de 420°C por 300 s, tem o maior teor de austenita retida. Observou-se também que os teores de austenita retida são consideravelmente menores nos aços A e H comparados com os demais materiais conforme ilustrado na Figura 10-a.

Os autores [8] avaliaram também as propriedades mecânicas conforme ilustrado na Figura a seguir.

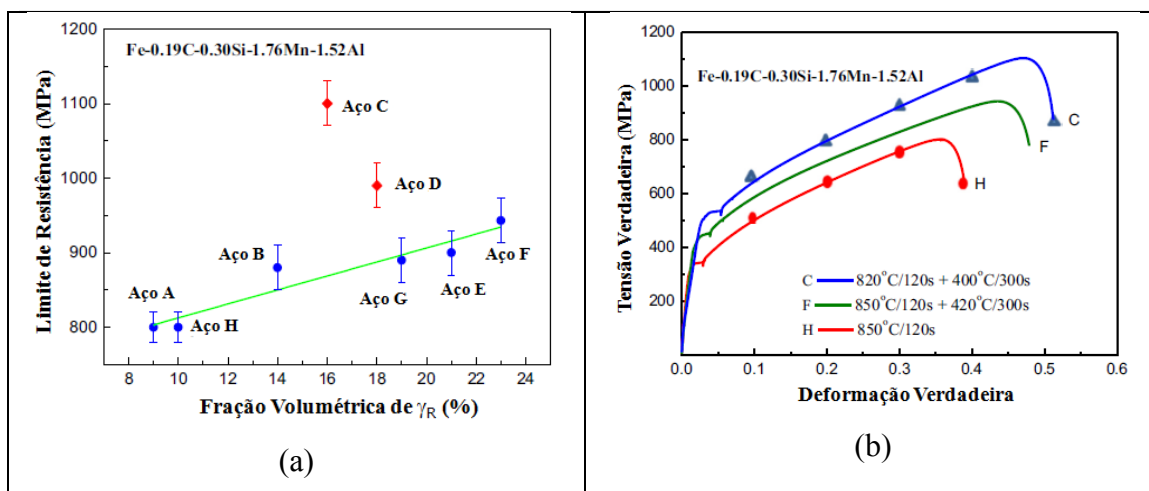


FIGURA 10 – (a) Limite de Resistência versus Fração volumétrica de AR para os aços A – H. (b) Curva tensão-deformação verdadeira para os aços processados C, F e H [8].

Em função da diferença entre os valores de fração de austenita retida obtida para os aços C, F e H (16 %, 23 % e 10 %, respectivamente), os autores obtiveram as curvas Tensão-Deformação Verdadeira conforme demonstrado na Figura 10-b. Através desta análise,

eles observaram uma excelente combinação de resistência mecânica e ductilidade para o aço C, apesar de conter um menor valor de austenita retida em relação ao aço F que também foi processado em uma temperatura de transformação bainítica, certificando assim que, além do conteúdo de fração volumétrica de austenita retida, há outros fatores que influenciam na obtenção das propriedades mecânicas dos aços TRIP, como a morfologia e estabelecida da AR [8].

Os aços C e F os quais foram processados em uma temperatura de transformação bainítica apresentaram uma austenita retida lamelar fina em sua microestrutura com espessura média de 200 ± 30 nm e 300 ± 40 nm respectivamente. Essa microestrutura é muito benéfica para a combinação de resistência mecânica e ductilidade nos aços TRIP [8]. Porém, os autores verificaram que o conteúdo de carbono na austenita retida do aço F é menor do que no aço C (0,8% e 1,1% respectivamente) indicando uma menor estabilidade da AR no aço F, justificando assim a melhor combinação de ductilidade e resistência encontrada para o aço C [8].

Portanto, nota-se que os parâmetros operacionais de recozimento contínuo têm influência decisiva na obtenção da microestrutura e conseqüentemente das propriedades mecânicas finais desejadas para os aços TRIP.

3. OBJETIVOS

O presente estudo tem como objetivo avaliar a influência das temperaturas de recozimento intercrítico e transformação bainítica isotérmica na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço TRIP laminado a frio, através de simulações de recozimento contínuo e caracterização metalográfica e mecânica. O presente estudo visa os seguintes objetivos específicos:

- Avaliar a influência das temperaturas de recozimento intercrítico e transformação bainítica isotérmica nos valores de limite de escoamento, limite de resistência e alongamento total;
- Avaliar a influência das temperaturas de recozimento intercrítico e transformação bainítica isotérmica na microestrutura final, bem como sua morfologia, fração volumétrica de austenita retida e seu teor de carbono.

4. CONCLUSÕES

Constatou-se que, a fração volumétrica de AR e sua estabilidade mecânica são pontos cruciais para a obtenção do efeito TRIP. Ainda, verificou-se que o teor de carbono na AR tem um papel importante na estabilidade desta fase, permitindo uma transformação gradual de parte desta AR durante a deformação.

O aumento da temperatura de recozimento intercrítico elevou a quantidade de AR, levando a uma maior estabilidade nas temperaturas de 800°C e 820°C, que permitiu obter as melhores combinações de resistência mecânica e ductilidade. Elevando-se ainda mais a temperatura de recozimento em 840°C, o teor de AR foi reduzido significativamente.

Verificou-se, ainda, que a variação da temperatura de transformação bainítica isotérmica influenciou fortemente na quantidade de AR e no seu conteúdo de carbono. A melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade ocorreu na temperatura de transformação bainítica de 410°C.

5. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Avaliar a influência da temperatura de início de resfriamento rápido nas propriedades mecânicas e na microestrutura do aço TRIP laminado a frio, realizando também análise quantitativa das fases.

Avaliar a influência dos tempos das etapas de recozimento intercrítico, resfriamento lento e transformação bainítica isotérmica na microestrutura e nas propriedades mecânicas.

6. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] JACQUES, P. J. *Phase Transformations in transformation induced plasticity (TRIP)-assisted multiphase steels*, in *Phase Transformations in Steels*, Volume 2, E. Pereloma and D. V. Edmonds, Ed., Woodhead Publishing, Oxford, 2012, p. 213–246.
- [2] MATSUMURA, O., SAKUMA, Y., TAKECHI, H., *Mechanical Properties and Retained Austenite in Intercritically Heat-Treated Bainite-Transformed Steel and Their Variation with Si and Mn Additions*, *Metall. Trans. A*, Vol 22A, 1991, p 489–498.
- [3] RIGSBEE J. M., VANDERAREND, P. J., in *Formable HSLA and Dual-Phase Steels*, AT Davenport (ed.), TMS-AIME, Warrendale, 1977, p.56–86.
- [4] SACHDEV, A. K. *Effect of Retained Austenite on the Yielding and Deformation Behavior of a Dual Phase Steel* in *Acta Metallurgica*, Volume 31, 1983, p. 2037–2042.
- [5] YI, J. J., YU, K. J., KIM, I. S., KIM, S. J., *Role of Retained Austenite on the Deformation of an Fe-0.07 C-1.8 Mn-1.4 Si Dual-Phase Steel*. *Metall. Trans. A*, Volume 14, 1983, p. 1497–1504.
- [6] MORAES, E. A. *Influência das temperaturas de recozimento contínuo na microestrutura e nas propriedades mecânicas de aço bifásico galvanizado da classe de resistência de 980 MPa*. Belo Horizonte: Universidade Federal de Minas Gerais, 2014. 97p. (Dissertação, Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas).
- [7] COOMAN, B. C., *Structure-Properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-Free Bainite*. *Current Opinion in Solid State and Materials Science* Volume 8, 2004, p. 285 – 303.

- [8] SHEN, Y.F., QIU, L.N., SUN, X., ZUO, L. , K.LIAW, P., RAABE, D., *Effects of retained austenite volume fraction, morphology, and carbon content on strength and ductility of nanostructured TRIP-assisted steels*, Materials Science & Engineering, Volume 636, 2015, p. 551–564.
- [9] KEELER, S.KIMCHI,M. MOONEY, P., *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines*. WorldAutoSteel, Versão 6.0, 2017, p. 1-2.
- [10] EHRHARDT, B., GERBER, T., HOFMANN H., SCHAUMANN T.W., *Property design of advanced cold rolled steels with induced plasticity*, Steel Grips Volume 2, N°4, 2004, p. 247-255.
- [11] BLECK, W., *Using the TRIP Effect-The Dawn of Promising Group of Cold Formable Steels*, International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys, 2002, p. 13-23.
- [12] PICHLER, A., STIASZNY, P., POTZINGER, R., TIKAL, R., WERNER, E. A., *TRIP Steels with Reduced Si Content*. 40TH MWSP Conf. Proc., ISS, 1998, p. 259-273.
- [13] JACQUES, P. J., GIRAULT, E., MERTENS, A., VERLINDEN, B., VAN HUMBEECK, J., DELANNAY, F. *The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Al-alloyed TRIP-assisted Multiphase Steels*. ISIJ Int, Volume 41, 2001a, p. 1068–1074.
- [14] GIRAULT. E., MERTENS, A., JACQUES, P., HOUBAERT, Y., VERLINDEN, B., VAN HUMBEECK, J. *Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behaviour of Multiphase trip-assisted Steels*. Scripta Materialia, 44, 2001, p. 885–892.

- [15] MEYER, M., VANDERSCHUEREN, D., COOMAN, B. C.
The Influence of the Substitution of Si by Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels, ISIJ Int, 39, 1999, p. 813–822.
- [16] M. DE MEYER, D. VANDERSCHUEREN, B.C. DE COOMAN, *The Influence of Al on the Properties of Cold Rolled C-Mn-Si TRIP Steels*, 41st MWSP Conference Proceedings, ISS, Vol XXXVII, 1999, p 265–276.
- [17] S. TRAJNT, A. PICHLER, R. TOKAL, P. STIASZNY, E.A. WERNER,
Influence of Manganese, Silicon, and Aluminum on the Transformation Behavior of Low Alloyed Trip Steels, 42nd MWSP Conference Proceedings, ISS, Vol XXXVIII, 2000, p 549–561.
- [18] P. JACQUES, A. MERTENS, F. DELANNAY, F. GIRAULT, J. HUMBECK, E.AERNOUDT, Y. HOUBAERT, *Influence of Silicon and Aluminum Contents on the Phase Transformations during Heat Treatment of TRIP-Assisted Multiphase Steels*, Heat Treating, Including Steel Heat Treating in the New Millenium, ASM International, 2000, p 565–571.

APÊNDICES

APÊNDICE I – Artigo “INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO TRIP LAMINADO A FRIO”, a ser submetido para publicação no periódico Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração da Associação Brasileira de Metalurgia (ABM).

INFLUÊNCIA DAS TEMPERATURAS DE RECOZIMENTO CONTÍNUO NA MICROESTRUTURA E NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE AÇO TRIP LAMINADO A FRIO

*Cristiane Brasil Magalhães Faria¹
Fernando de Souza Costa²
Vicente Tadeu Lopes Buono³*

Resumo

A influência da temperatura de recozimento intercrítico e da temperatura isotérmica de transformação bainítica na microestrutura e nas propriedades mecânicas de um aço TRIP laminado a frio foi avaliada através de simulações de recozimento contínuo. A microestrutura foi caracterizada para determinar, principalmente, a quantidade de austenita retida (AR), enquanto o comportamento mecânico foi avaliado através de ensaios de tração. Foram observadas modificações relevantes na microestrutura final, principalmente na fração de AR e em seu teor de carbono, em função das variáveis estudadas. As melhores combinações de elevada resistência mecânica e boa ductilidade foram obtidas nas temperaturas de encharque de 800°C e 820°C, e na temperatura de transformação isotérmica de 410°C. A utilização dessas combinações permitiu a obtenção de uma fração de AR de aproximadamente 15%, com uma estabilidade mecânica que confere uma transformação gradual de parte desta AR durante a deformação.

Palavras-chave: Aço TRIP; Temperatura de recozimento intercrítico; Temperatura de transformação bainítica isotérmica; Austenita retida

EFFECT OF CONTINUOUS ANNEALING TEMPERATURES ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF COLD ROLLED TRIP STEEL

Abstract

The influence of intercritical annealing temperature and bainitic isothermal temperature on microstructure and mechanical properties of a cold rolled TRIP steel was studied through continuous annealing simulations. The microstructure was characterized mainly to determine the amount of retained austenite (RA) while the mechanical behavior was assessed by means of tensile tests. Significant changes were observed in the final microstructure, mainly in the RA fraction and its carbon content. The best combinations of high mechanical strength and good ductility were obtained at the soaking temperatures of 800°C and 820°C and the bainitic isothermal transformation temperature of 410°C. The use of these combinations resulted in a RA fraction of approximately 15% with a mechanical stability that allows a gradual transformation of part of this RA during deformation.

Keywords: TRIP steel; Intercritical annealing temperature; Bainitic isothermal temperature; Retained austenite

¹*Controle Integrado de Qualidade da Usiminas, Ipatinga, Brasil. Email: cristiane.magalhaes@usiminas.com*

²*Centro de Pesquisa e Desenvolvimento de Produtos, Usiminas, Ipatinga, Brasil. Email: Fernando.costa@usiminas.com.*

³*Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG, Belo Horizonte, Brasil. Email: vbuono@demet.ufmg.br*

1 INTRODUÇÃO

A partir de meados da década de 90, o cenário automotivo tornou-se bastante desafiador para os fabricantes de automóveis. Com insurgentes necessidades, tais como: restrição da emissão de gases poluentes e preocupações ligadas à segurança veicular fez-se necessário buscar novos processos de fabricação de aços para obter propriedades mecânicas adequadas à aplicação final dos componentes, a fim de reduzir o peso dos veículos e aumentar a segurança dos passageiros. Com a incorporação de aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel - AHSS*), os quais apresentam resistência mecânica superiores a 500 MPa com boa ductilidade, as montadoras puderam atender aos diversos requisitos funcionais dos veículos atuais [1-3].

Tais características podem ser alcançadas através da utilização dos aços TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), nos quais a coexistência de diferentes constituintes microestruturais e suas interações proporcionam uma combinação de elevada resistência mecânica e boa ductilidade. Sua microestrutura é constituída, predominantemente, por ferrita, bainita e cerca de 10 % de austenita retida (AR) [1].

O ganho adicional de resistência mecânica e ductilidade decorre da transformação de uma fase de equilíbrio metaestável, a austenita retida, para martensita durante a conformação do material. Como resultado dessa transformação, que ocorre em toda a extensão do material, sua ruptura é adiada, gerando ganhos consideráveis em termos de alongamento. Além disso, a transformação martensítica implica em expansão volumétrica, causando a introdução de um número expressivo de deslocações livres na matriz ferrítica, o que proporciona ganhos na capacidade de encruamento do material [2].

Para que se obtenham os aços TRIP com as características microestruturais finais desejadas, a conjugação adequada dos parâmetros operacionais durante o tratamento térmico de recozimento tem influência decisiva. Usualmente, os aços TRIP laminados a frio são submetidos a um processo de recozimento contínuo constituído por duas principais etapas: o recozimento intercrítico e a etapa de transformação bainítica isotérmica. Durante a etapa de recozimento intercrítico, ocorre a formação de austenita, tornando a microestrutura composta por ferrita e austenita intercrítica. Os estágios iniciais da formação de austenita intercrítica são controlados pela difusão de C, que é o principal elemento estabilizador da austenita, seguida pelo processo muito mais lento de difusão de Mn e Si [2,3]. O enriquecimento de carbono na fase austenítica durante o recozimento intercrítico é geralmente insuficiente para que ela permaneça à temperatura ambiente. Sendo assim, é necessário um segundo enriquecimento de carbono através da transformação de parte da austenita em bainita, promovendo assim a difusão de carbono para austenita e aumentando ainda mais a estabilidade desta fase até a temperatura ambiente. Nesta etapa de transformação bainítica isotérmica, os elementos Si e/ou Al adicionados em aços TRIP inibem a formação de cementita, induzindo a difusão de carbono para a austenita, o que favorece a estabilidade da desta fase. Dessa forma, a temperatura de início de transformação martensítica (M_s) passa a se localizar abaixo da temperatura ambiente, de modo que a austenita permaneça assim, na microestrutura final [1-3].

Diante do exposto, o presente estudo analisou a influência das temperaturas de recozimento intercrítico e transformação bainítica isotérmica na microestrutura e

nas propriedades mecânicas de um aço TRIP laminado a frio, através de simulações de recozimento contínuo e caracterização metalográfica e mecânica.

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo, foram utilizadas amostras de aço TRIP laminadas a frio com 1,20 mm de espessura, oriundas do processo industrial, para simulação de tratamento térmico de recozimento intercrítico em máquina Gleeble. A faixa de composição química do aço é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1: Faixa de composição química (% em peso) do aço estudado.

C	Mn	Si	Al	Ti+Nb
0,10 a 0,26	1,50 a 2,50	0,50 a 1,80	0,010 a 1,50	≤ 0,050

Os ciclos térmicos executados na Gleeble simularam condições de processamento semelhantes às adotadas em uma linha de recozimento contínuo. O esquema destes ciclos encontra-se na Figura 1.

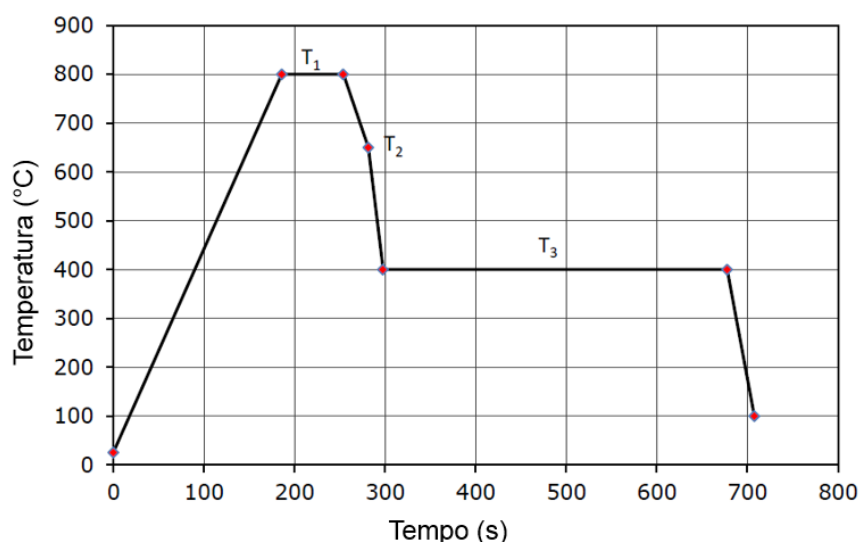


Figura 1: Representação esquemática do ciclo de recozimento contínuo. T_1 : temperatura de recozimento intercrítico, T_2 : temperatura de fim de resfriamento lento, T_3 : temperatura de transformação bainítica isotérmica.

Realizou-se testes com as temperaturas intercríticas (T_1) de 780°C, 800°C, 820°C e 840°C para etapa de encharque, fixando a temperatura de fim de resfriamento lento (T_2) em 680°C e a temperatura de transformação bainítica isotérmica (T_3) em 400°C. Foram aplicadas também variações de T_3 em 350°C, 380°C, 390°C, 410°C e 420°C, fixando a temperatura de encharque em 820°C e a temperatura de fim de resfriamento lento em 680°C.

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM A370 [4], em corpos de prova *subsize*, para determinação dos valores de alongamento total (AL Total) e dos limites de escoamento (LE) e de resistência (LR). Os corpos de prova foram retirados na direção de laminação, sendo que para cada condição de teste foram coletadas três amostras para obtenção dos valores médios de alongamento, limite de escoamento e limite de resistência. O LE foi medido a 0,2% de deformação.

A caracterização da microestrutura dos materiais foi conduzida com recursos de microscopia eletrônica de varredura e por difração de raios X (Difratômetro D8 Advance – BRUKER), para quantificar a fração de austenita retida e seu teor de carbono. A análise de determinação do teor de carbono na austenita retida é baseada na medição do parâmetro de rede da austenita, a qual apresenta distorções em função do teor de carbono em solução sólida.

Na análise de determinação de fração de AR foram utilizados os seguintes parâmetros: Geometria *Bragg Brentano*; Radiação COBALTO; Cadencia de leitura *Step Time* = 1s e *Step Size* = 0,02°; Intervalo de Exploração 45 a 115°; Tensão 35 KV; Corrente 40 mA.

A Figuras 2 mostra, como exemplo, os difratogramas obtidos nas amostras testadas com 820°C de temperatura de recozimento, sendo $T_2 = 680^\circ\text{C}$ e $T_3 = 400^\circ\text{C}$, e com 350°C de temperatura de transformação bainítica isotérmica, sendo $T_1 = 820^\circ\text{C}$ e $T_2 = 680^\circ\text{C}$.

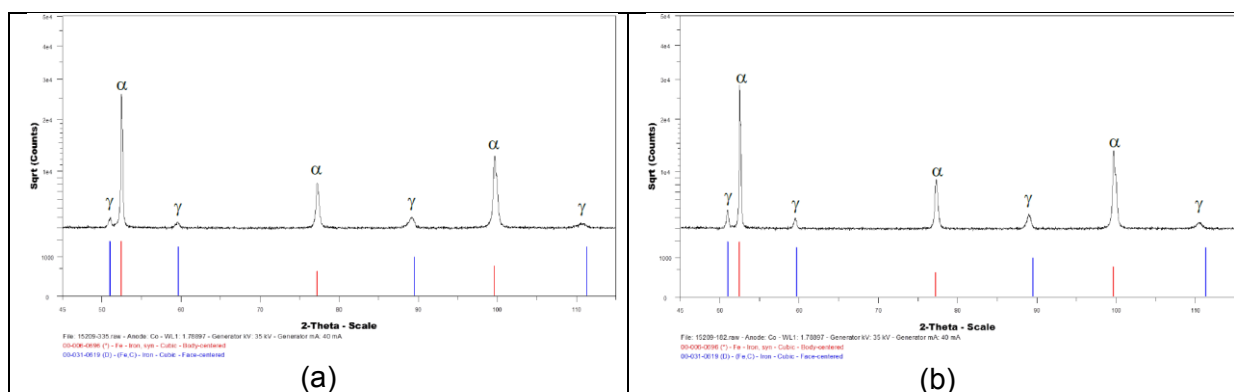


Figura 2: Difratogramas obtidos para amostras processadas com dois valores de temperatura de transformação bainítica isotérmica: 400°C (a) e 350°C (b). Simulações com temperatura T_1 de 820°C e T_3 a 680°C. Velocidade de 130 m/min. γ : austenita; α : ferrita.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Temperatura de Recozimento Intercrítico

A Figura 3 apresenta as propriedades mecânicas do aço tratado em diferentes temperaturas de recozimento intercrítico, também conhecida como temperatura de encharque, mantendo-se a temperatura de fim de resfriamento lento em 680°C e a temperatura de transformação bainítica isotérmica em 400°C. Os resultados mostram uma importante influência deste parâmetro na produção dos aços TRIP, dando origem a uma excelente combinação de elevada resistência mecânica e boa ductilidade com a variação do mesmo, conforme obtido também nos estudos realizados por Matsumura *et al.* e Yin *et al.* [5,6]. No presente estudo, as melhores combinações de elevada resistência mecânica e boa ductilidade (produto LR x AL Total – Figura 3-d) ocorreram com o emprego de 800°C e 820°C de temperatura de recozimento intercrítico, sendo que, nesta última, atingiu-se uma resistência à tração de 839 MPa e alongamento total de 30%.

Verifica-se, na Figura 3-b, que há uma tendência de aumento de resistência mecânica aumentou à medida que se elevou a temperatura intercrítica, atingindo um valor de 842 MPa com o emprego da temperatura de 840°C. Já o limite de escoamento e o alongamento total (Figura 3-a e 3-c) atingiram um valor máximo na

temperatura de recozimento de 820°C, havendo um decréscimo destas duas propriedades na temperatura em 840°C.

Nos estudos de Matsumura *et al.* e Yin *et al.* [5,6], um comportamento semelhante de AL Total e LE foi também observado ao se elevar a temperatura de recozimento intercrítico, mantendo-se os demais parâmetros de recozimento constantes, como a temperatura de transformação bainítica em torno de 400°C.

Em geral, em um projeto de aço TRIP visa-se obter um conteúdo de AR de aproximadamente 15% com uma estabilidade mecânica que permita produzir uma transformação gradual de parte desta AR durante a deformação. A estabilidade mecânica da AR é controlada por seu teor de carbono e pelo tamanho e forma dos grãos [1-3].

Avaliando-se a variação de fração de austenita retida com a aplicação de diferentes temperaturas T_1 , verifica-se o mesmo comportamento obtido para o alongamento total. A fração de AR aumenta com o acréscimo da temperatura intercrítica, atingindo um valor máximo de 16,7 % com o recozimento a 800°C, como mostrado na Figura 4.

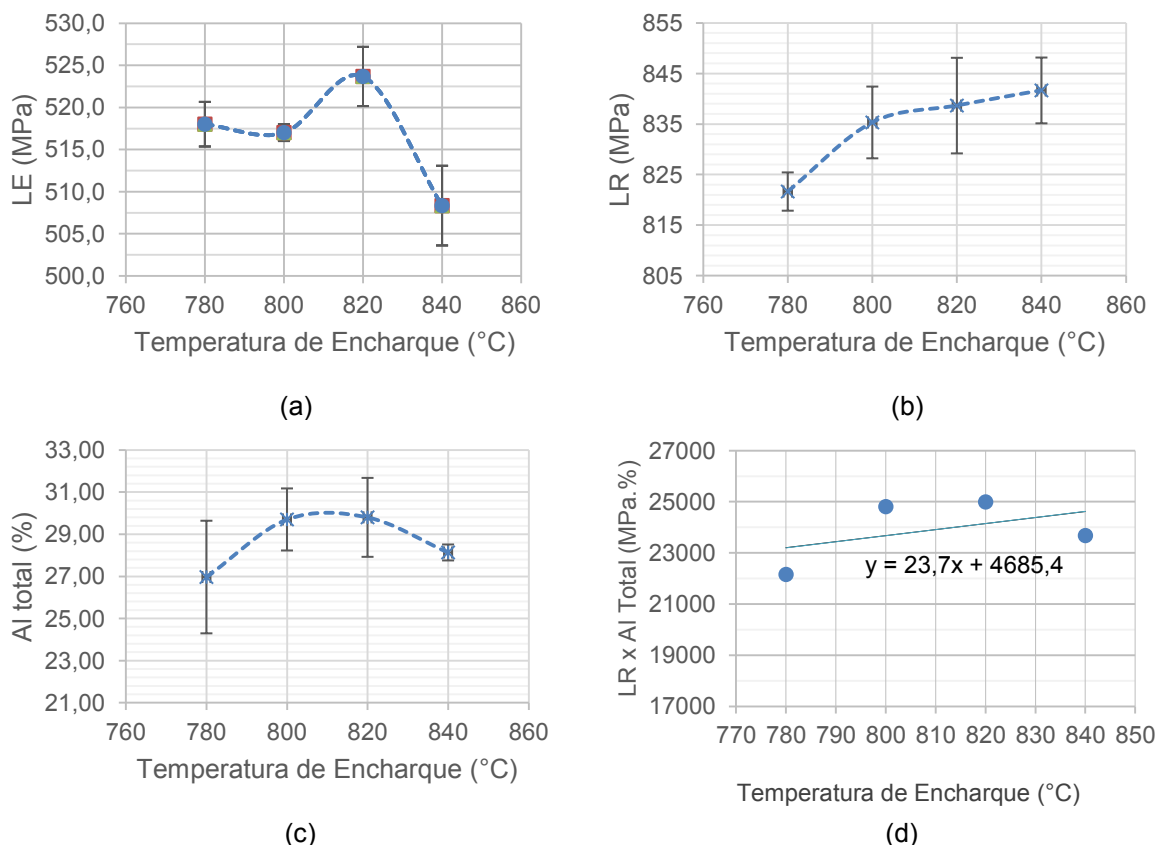


Figura 3: Efeito da temperatura de recozimento intercrítico nos resultados de propriedades mecânicas. (a) Limite de Escoamento, (b) Limite de Resistência, (c) Alongamento total e (d) as combinações de LR x Al total.

Conforme mencionado, a estabilidade da austenita retida está relacionada ao seu teor de C. Quanto menor o teor de carbono na AR menor sua estabilidade, o que compromete o equilíbrio entre resistência mecânica e ductilidade. Apesar da fração de AR encontrar-se acima de 10% nas temperaturas de 780°C e 800°C, o teor de carbono neste constituinte é menor quando comparado ao valor obtido na temperatura de 820°C. Vale ressaltar que, na etapa de encharque, é essencial

buscar uma boa combinação entre a temperatura e o tempo para possibilitar que as transformações de estado sólido desejadas ocorram. Sendo assim, valores de temperatura de recozimento muito próximos de A_{c1} (temperatura de início de transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$ durante aquecimento fora do equilíbrio), podem implicar na dissolução incompleta de carbonetos. Em baixas temperaturas, a dissolução da cementita é mais lenta, formando austenita de baixo teor de carbono e, portanto, de baixa estabilidade, comprometendo a fração de AR à temperatura ambiente [6]. Os aços TRIP desenvolvidos pela Usiminas possuem temperatura A_{c1} de aproximadamente 750°C .

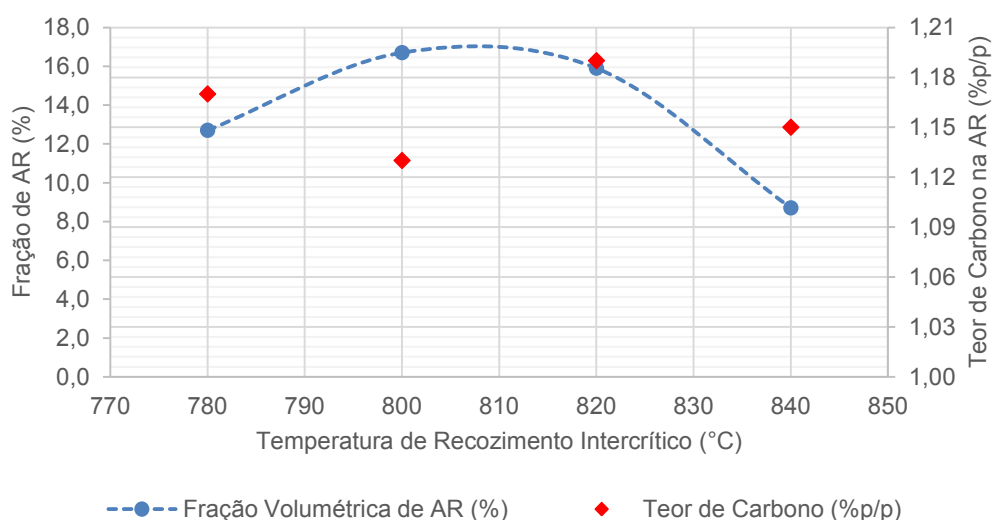


Figura 4: Fração de austenita retida e seu conteúdo de carbono em função da temperatura de recozimento intercrítico.

A Figura 5 mostra as microestruturas obtidas com o emprego das temperaturas de recozimento intercrítico de 780°C , 820°C e 840°C . Observa-se em todas as condições uma microestrutura com grãos ferríticos equiaxiais, além de bainita e MA (martensita + austenita retida).

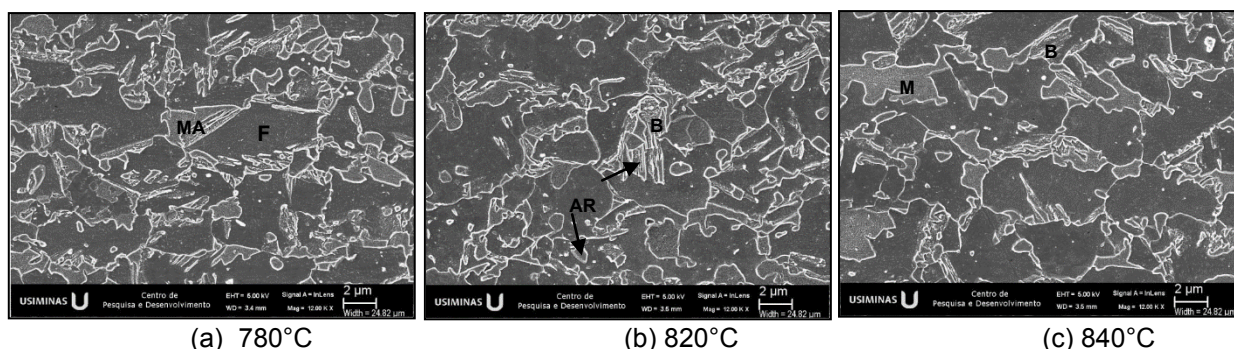


Figura 5: Microestruturas das amostras submetidas às temperaturas de recozimento intercrítico de 780°C , 820°C e 840°C . F: ferrita; B: bainita; AR: austenita retida; M: martensita.

De acordo com Matsumura *et al.* [5], o aumento da temperatura de encharque favorece uma maior homogeneização da distribuição de carbono na austenita, resultando em uma maior barreira energética para a formação da bainita, durante a etapa de *overaging*, limitando, assim, o enriquecimento da austenita não

transformada em carbono, o que favorece a formação de martensita no resfriamento final. A microestrutura final do material, obtida nestas condições, tende a apresentar uma menor fração de austenita retida. No presente estudo, a amostra obtida com temperatura T_1 igual a 840°C apresentou valores de LE e AL total inferiores às amostras testadas nas temperaturas de 800°C e 820°C (Figura 3). Nota-se também, que o valor de resistência mecânica foi superior às demais temperaturas, o que sugere uma maior presença de martensita na microestrutura final, além de apresentar menor valor de AR, conforme observado na Figura 3 ao se aplicar a temperatura de recozimento igual a 840°C .

3.2 Temperatura de Transformação Bainítica

A Figura 6 mostra as propriedades mecânicas do aço após o recozimento com diferentes temperaturas de transformação bainítica isotérmica (350°C , 380°C , 390° , 410°C e 420°C), fixando a temperatura de encharque em 820°C e a temperatura de fim de resfriamento lento em 680°C . Verifica-se que com o aumento da temperatura de transformação bainítica ocorre um decréscimo no limite de resistência. Já o limite de escoamento e alongamento total apresentaram o mesmo comportamento: aumentaram com a elevação da temperatura de transformação bainítica atingindo um valor máximo nas temperaturas de 390°C e 410°C , respectivamente. Tais resultados se equiparam aos valores de propriedade mecânica obtidos por Yin *et al.* [6], nos quais se alcançou um balanço de elevada resistência mecânica e boa ductilidade com o emprego de temperatura de transformação bainítica de 410°C .

Na presente pesquisa, a melhor combinação de resistência mecânica e boa ductilidade ocorreu na temperatura de transformação bainítica de 410°C (Figura 6-d), atingindo uma resistência à tração de 832 MPa e capacidade de alongamento de 26%, como mostrado na figura 6-b e 6-c. A fração de AR obtida nesta temperatura foi de 15,8% (Figura 7).

Dessa forma, a fração de bainita formada tende a ser menor, favorecendo assim a formação de martensita. Além disso, o enriquecimento de carbono na austenita é reduzido, afetando a estabilidade desta fase [6]. No presente estudo, observou-se um elevado valor de LR e baixos valores de LE e AL total na amostra obtida com T_3 igual a 350°C em relação às demais amostras, o que sugere a formação de uma maior fração de martensita (Figura 7-a) e menor fração de AR, como mostrado na figura 6, fazendo com que o aço apresentasse, neste caso, um comportamento típico de aço *Dual Phase*. Resultados semelhantes também foram observados por Yin *et al.* [6] e Wang *et al.* [7] em estudos com aços TRIP. Os autores [6,7] avaliaram a microestrutura e as propriedades mecânicas em amostras tratadas com elevadas temperaturas de transformação bainítica isotérmica, observando uma redução na fração de austenita retida e, conseqüentemente, alterações nas características mecânicas à medida em que se reduziu a temperatura de tratamento.

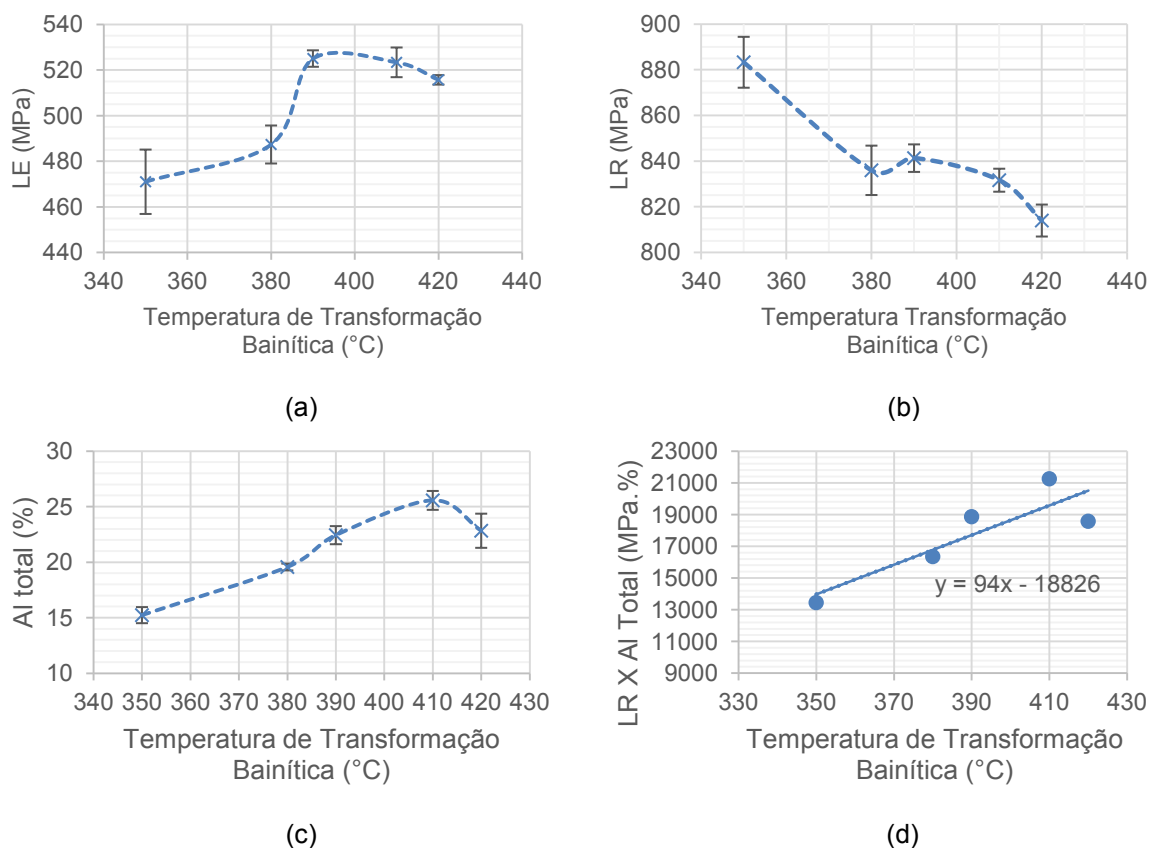


Figura 6: Efeito da temperatura de transformação bainítica nos resultados de propriedades mecânicas. (a) Limite de Escoamento, (b) Limite de Resistência, (c) Alongamento total e (d) as combinações de LR x Al total.

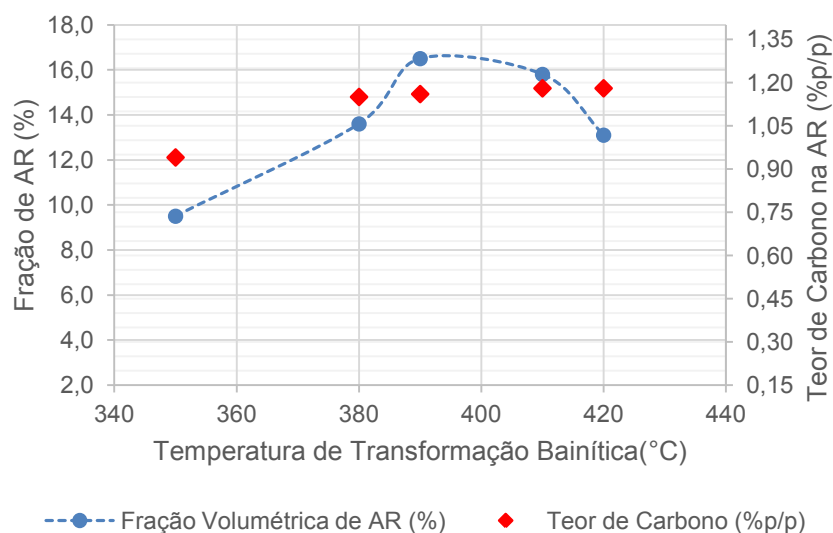


Figura 7: Fração de austenita retida e seu teor de carbono em função da temperatura isotérmica de transformação bainítica.

No presente estudo, notou-se ainda, uma redução de AR com o aumento da temperatura T_3 para 420°C. Conforme observado por Wang *et al.* [7], em elevada temperatura de transformação bainítica, a cinética de difusão é alta, resultando na formação de carbonetos e não ocorrendo, conseqüentemente, o enriquecimento

suficiente de carbono na austenita. Dessa forma, a austenita é transformada em martensita no processo de resfriamento subsequente, porém, uma martensita um pouco mais empobrecida em carbono, principalmente devido à tendência de formação de carbonetos. Através da microestrutura obtida com temperatura T_3 igual a 420°C neste experimento, Figura 8-d, não é possível observar, visualmente, um aumento na fração de martensita, apesar da redução de AR. Em relação aos resultados de propriedades mecânicas obtidos nesta temperatura de transformação bainítica, observou-se uma redução nos valores de AI total e LR, com o LE permanecendo em um patamar próximo ao que foi obtido nas temperaturas de overaging de 390 e 410°C . A queda em LR, por outro lado, não era esperada, mas pode ser explicada pela tendência de formação de uma martensita com menor quantidade de carbono em solução.

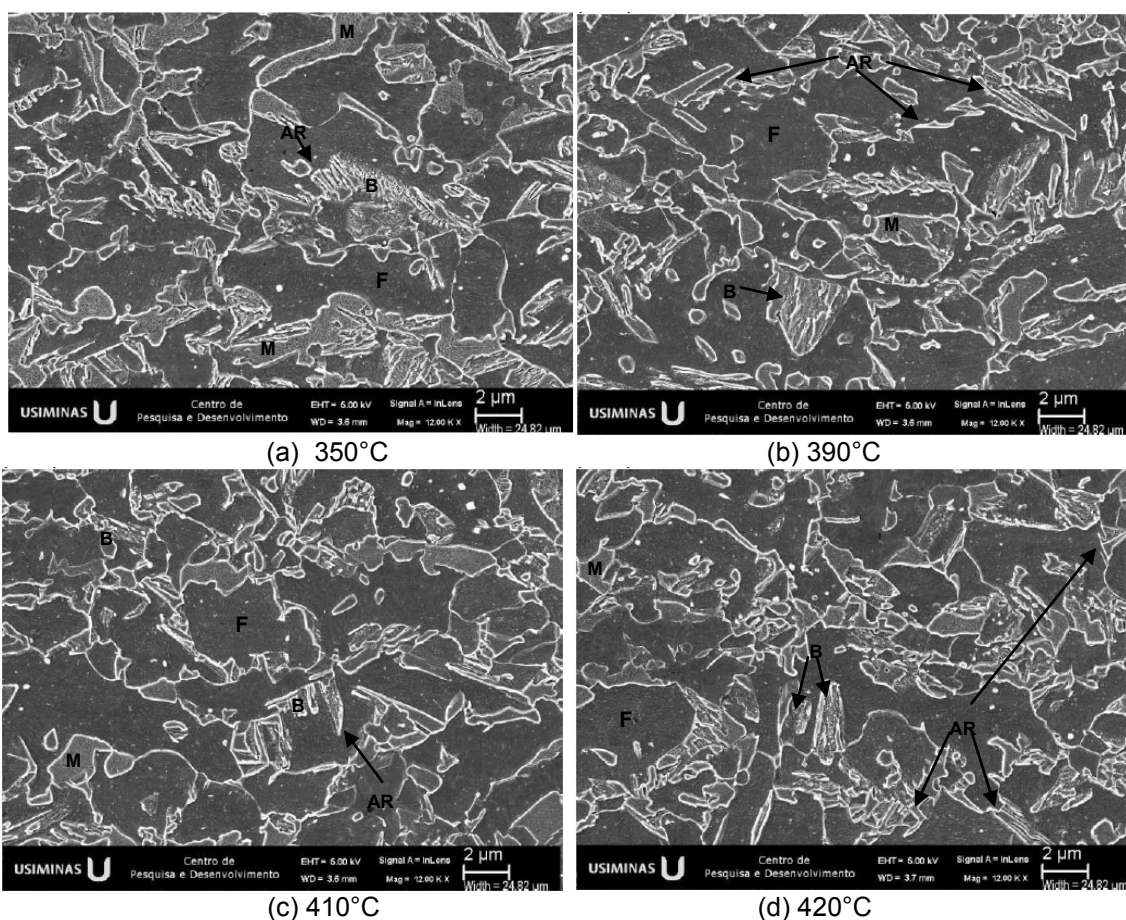


Figura 8: Microestruturas das amostras submetidas às temperaturas isotérmicas transformação de bainítica de (a) 350°C , (b) 390°C , (c) 410°C e (d) 420°C . F: ferrita; B: bainita; AR: austenita retida; M: martensita.

4 CONCLUSÕES

Constatou-se, durante o experimento, que a fração de AR e sua estabilidade mecânica são pontos cruciais para a obtenção do efeito TRIP. Ainda, verificou-se que o teor de carbono na AR tem um papel importante na estabilidade desta fase, permitindo uma transformação gradual de parte desta AR durante a deformação.

O aumento da temperatura de recozimento intercrítico promove uma elevação na quantidade de AR presente no material, atingindo uma maior estabilidade desta

fase na temperatura de 820°C, com teor de carbono de 1,19%. Nesta temperatura de recozimento, obteve-se 15,9% de AR, resultando em uma melhor combinação de resistência mecânica e ductilidade, com uma resistência à tração de 839 MPa e uma capacidade de alongamento de 30%. Elevando-se ainda mais a temperatura de recozimento para 840°C, o teor de AR foi reduzido significativamente para 8,7%.

Verificou-se ainda, que a variação da temperatura de transformação bainítica isotérmica influenciou fortemente na quantidade de AR e sua estabilidade em temperatura ambiente. Com o aumento desta temperatura de 350°C a 420°C, observou-se um acréscimo de 9% de AR. Além disso, com o emprego de 350°C na etapa de transformação bainítica, o material apresentou um comportamento similar a um aço *Dual Phase*. A melhor combinação de elevada resistência mecânica e boa ductilidade ocorreu na temperatura de transformação bainítica de 410°C, atingindo uma resistência à tração de 832 MPa e uma capacidade de alongamento de 26%.

5 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Jacques PJ. Phase Transformations in transformation induced plasticity (TRIP)-assisted multiphase steels, in Phase Transformations in Steels. Woodhead Publishing Limited. 2012; 2: 213-246.
- [2] De Cooman BC. Structure-Properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-Free Bainite. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*. 2004; 8: 285-303.
- [3] Bleck W. Using the TRIP Effect-The Dawn of Promising Group of Cold Formable Steels. *International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys*. 2002; 13-23.
- [4] ASTM A370 – 17a. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products. 2017; 1-50.
- [5] Matsumura O, Sakuma Y, Takechi H. Enhancement of the Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel. *Transactions ISIJ*. 1987; 27: 570-579.
- [6] Yin H, Zhao Z, Zhao A, Li X, Hu H, Lian J. Effect of Annealing Process on Microstructure and Mechanical Property of 1100 MPa Grade TRIP Steel. 2015; *ScienceDirect* 27(7): 622-629.
- [7] Wang C, Ding H, Tang ZY, Zhang J. Effect of isothermal bainitic processing on microstructures and mechanical properties of novel Mo and Nb microalloyed TRIP steel. *Ironmaking and Steelmaking*. 2015; 42 (1): 9-16.