

EFEITO DA TEMPERATURA DE ACABAMENTO NA FORMAÇÃO DE SEPARAÇÕES EM CORPOS DE PROVA DE IMPACTO CHARPY DE CHAPAS GROSSAS DA CLASSE 80 KSI PRODUZIDAS POR TMCP*

Romeu Thomaz Viana Jr.¹
Antônio Augusto Gorni²
José Herbert Dolabela da Silveira³
Kenji Camey⁴
Ricardo José de Faria⁵

Resumo

Este artigo descreve o primeiro teste de fabricação de chapas grossas da classe de 80 ksi produzidas por laminação controlada no novo Laminador de Chapas Grossas da Gerdau Ouro Branco. Este teste foi muito bem-sucedido, uma vez que o produto satisfaz plenamente as exigências de propriedades mecânicas para tal grau, permitindo o início da entrega comercial deste material. Além disso, a experiência adquirida neste processo promoverá o aprimoramento tecnológico desta classe de produtos, além de chapas mais sofisticadas. A ocorrência de separações (separations) na superfície fraturada dos corpos de prova do ensaio de Impacto Charpy foi detalhadamente analisada.

Palavras-chave: Classe 80 ksi; Laminação Controlada; Separações; Ensaio Charpy.

EFFECT OF FINISHING TEMPERATURE ON THE FORMATION OF SEPARATIONS IN CHARPY SPECIMENS OF CLASS 80 KSI THICK PLATES PRODUCED BY TMCP

Abstract

This paper describes the first production trials of 80 ksi class thermomechanically controlled processing (TMCP) thick plates at the new Gerdau Ouro Branco plate mill. These trials were very successful, as the product fully satisfied the mechanical properties requirements for such grade, enabling the start of commercial delivery of this material. In addition, experience gained in this process will promote further technological improvement of this class of products, as well more sophisticated plates. The occurrence of separations in the fractured surface of Charpy specimens was considered with detail.

Keywords: 80 ksi class; TMCP; Separations; Charpy Tests.

¹ Engenheiro Metalurgista, Especialista de Produto, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

² Engenheiro de Materiais, M. Eng., Dr. Eng., Consultor Técnico, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

³ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Gerente de Chapas Grossas, Gerência de Chapas Grossas, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

⁴ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Dr. Eng., Gerente Técnico, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

⁵ Engenheiro Metalurgista, M. Eng., Especialista de Produto, Gerência de P&D, Gerdau, Ouro Branco, MG, Brasil.

1 INTRODUÇÃO

As chapas grossas submetidas ao processo de laminação controlada (TMCP - Thermomechanically Controlled Processing) feitas com aços microligados já vem sendo fabricadas há várias décadas, mas sua evolução técnica é contínua, pois há uma necessidade crescente de produzir produtos sofisticados a custos cada vez menores para enfrentar a forte concorrência existente na indústria siderúrgica global.

A Figura 1 mostra a relação entre as exigências do mercado e o papel do tratamento termomecânico (Nishioka 2012). Desde a primeira aplicação deste processo na indústria de construção naval, seus produtos foram aplicados em muitos mercados de chapas, como mostra a Tabela 1 (Nishioka 2012). Sua popularidade reflete as vantagens dos aços microligados processados por laminação controlada, como melhor resistência mecânica e tenacidade, associada à excelente soldabilidade. Outro fator chave que reflete as vantagens deste tratamento termomecânico é o fato de que o projeto de liga, controle de impurezas durante o processo de fabricação de aço, redução de segregação, remoção de hidrogênio, reaquecimento de placas e processos de laminação e resfriamento são considerados previamente e posteriormente ao processo de laminação.

A Gerdau, que iniciou em 2016 as atividades de seu novo laminador de chapas grossas na usina de Ouro Branco, lançou um programa ambicioso para desenvolver tratamentos termomecânicos para aços microligados que aproveitem plenamente todas as características tecnológicas de seus equipamentos, incluindo o sistema Mulpic para resfriamento acelerado e têmpera direta. O objetivo final é a produção consistente de produtos de alto valor agregado que atendam plenamente às demandas de seus clientes. Entre estes produtos encontram-se chapas espessas com um grau de 80 ksi (isto é, com uma resistência ao escoamento mínima de 80 ksi ou 555 MPa), que são o objeto do presente trabalho.

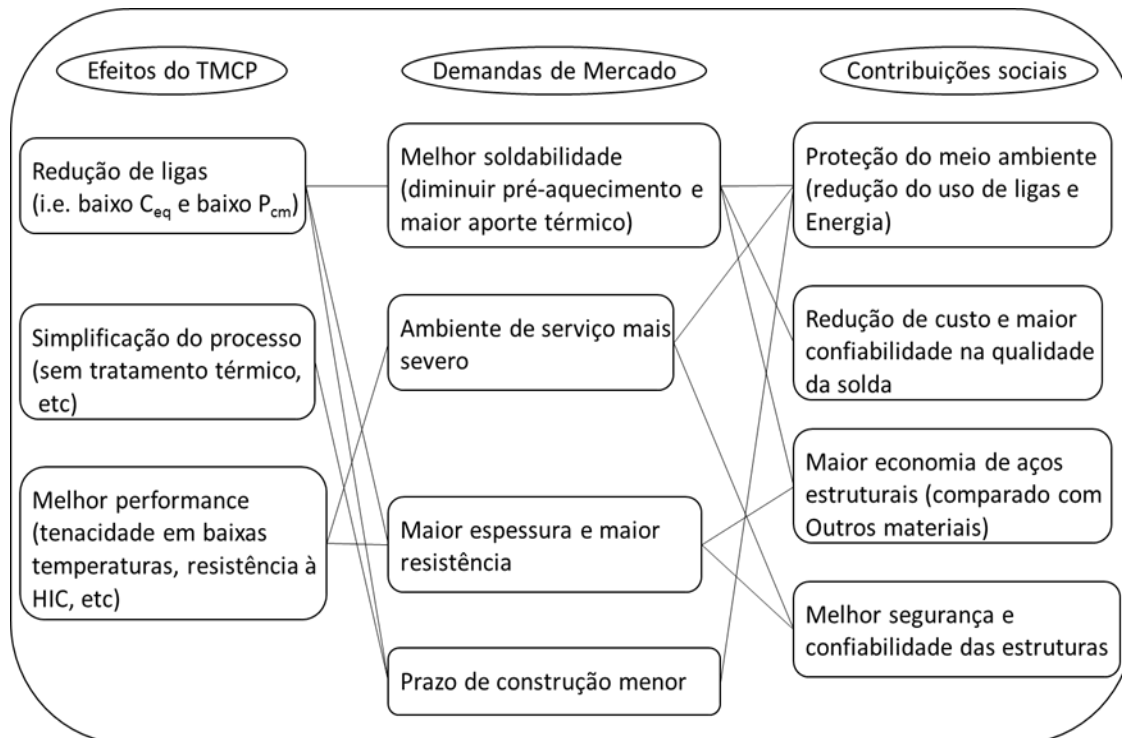


Figura 1. Relação entre as exigências do mercado e os papéis do tratamento termomecânico (Nishioka 2012).

Tabela 1. Classes de resistência à tração e aplicações de chapas grossas processadas através do TMCP (Nishioka 2012).

Aplicação	Classe de Limite de Resistência [MPa]				
	490	590	690	780	900-950
Naval	○	○	-	-	-
Plataformas Marítimas	○	○	-	●	-
Tubos de Grande Diâmetro	○	○	○	○	○
Edifícios	○	○	-	○	-
Pontes	○	○	-	○	-
Adutoras de Usinas Hidrelétricas	○	●	●	●	●
Tanques para Armazenamento a Baixa Temperatura	○	○	-	-	-
Tanques para Armazenamento Criogênico	○	-	○	-	-
Equipamentos para Movimentação de Solo	○	○	●	●	●

○ Resfriamento Acelerado (e Revenido)

● Têmpera Direta e Revenido

Esta classe de produto representa um ponto de transição em termos microestruturais. Chapas de aço com uma tensão de escoamento de até 70 Ksi (485 MPa) geralmente têm microestrutura composta de ferrita-perlita. As chapas modernas da classe 80 ksi possuem microestrutura de ferrita-bainita ou de ferrita acicular (DeArdo 2016). As versões iniciais dessas chapas grossas, produzidas em linhas sem resfriamento acelerado, já eram baseadas em mecanismos de endurecimento que tentavam, tanto quanto possível, minimizar o teor de carbono do aço para garantir sua tenacidade e soldabilidade: ferrita refinada com constituinte MA (API 5L X80) (Lazzari 1988), endurecimento por precipitação de Cu (HSLA-80) e bainita com ultra-baixo C (ULCB) (Gorni 2005). A implementação do resfriamento

acelerado permitiu a produção de materiais da classe de resistência de 80 ksi usando até mesmo composições químicas mais enxutas e com maior consistência de propriedades mecânicas (Nishioka 2012).

Uma ocorrência bem conhecida no processamento termomecânico controlado dos aços HSLA é o aparecimento das chamadas "separações" na superfície de fratura dos corpos de prova submetidos ao teste de Charpy. São trincas que se propagam através do plano transversal em relação ao plano principal da fratura. Seu efeito na qualidade do material é controverso. Existem aqueles que afirmam que sua formação é favorável, pois reduz a temperatura de transição dúctil-frágil e melhora o valor da energia do patamar superior, atuando como um interceptador de trinca. No entanto, em geral, o aparecimento das "separações" é considerado indesejável, uma vez que reduz a capacidade de absorção de impacto dos corpos de prova Charpy usinados ao longo da orientação transversal-longitudinal (TL) em relação às chapas laminadas (Ghosh 2016).

A identificação da causa das "separações" vem promovendo um debate desde a década de 1970, quando os aços TMCP se tornaram relativamente comuns. Foi proposto que elas são formadas a partir de partículas de inclusões/carbonetos nos contornos de grãos, da estrutura alongada de grãos ferríticos, de regiões com textura cristalográfica desfavorável e de microestruturas bandeadas (Ghosh 2016).

2 DESENVOLVIMENTO

2.1. Procedimento Experimental

O projeto de liga adotado até o momento para a fabricação de chapas de 25 mm de espessura com limite de escoamento mínimo de 80 ksi (555 MPa) foi um aço microligado ao MnNbTiVCrMo com baixo C, uma das abordagens estabelecidas para este tipo de produto (Gorni 2010). A rota de elaboração nas siderúrgicas para este aço incluiu tratamento em forno panela, desgaseificação à vácuo (RH) e injeção de Ca para a globulização de inclusões.

De acordo com a prática já estabelecida para o processamento termomecânico controlado de aços microligados, as placas foram reaquecidas a uma temperatura suficiente para dissolver completamente o Nb, de acordo com o valor calculado pela equação proposta por Irvine (1967), mas com diminuição do teor de N em função de sua reação sob razão estequiométrica com Ti. A escala de passes durante a fase de desbaste foi realizada para aplicar reduções crescentes por passe após a fase de alargamento. Já foi provado que esta estratégia de escala de passes contribui para maior refino e uniformidade do tamanho de grão, promovendo melhores resultados de tenacidade, já que as reduções mais pesadas são aplicadas em um material relativamente menos espesso, facilitando a penetração da deformação em seu núcleo. Após a fase de espera, iniciou-se a laminação de acabamento a temperaturas abaixo da temperatura de não recristalização (T_{nr}), calculada por Boratto (1987), com a laminação de acabamento ocorrendo com um material totalmente austenítico, ou seja, a temperaturas acima do ponto Ar_3 , calculado por Ouchi (1982). A laminação de acabamento no campo austenítico oferece uma série de vantagens, como um tratamento termomecânico mais rápido, a supressão da perda de tenacidade devido à presença de ferrita encruada e a redução da probabilidade do surgimento das controversas "separações" na superfície de fratura dos corpos de prova fraturados após os ensaios de tenacidade (Nishioka 2012).

O resfriamento acelerado iniciou sob temperaturas acima de B_s , conforme calculado por Steven e Haynes (1956). A temperatura final do resfriamento acelerado variou de acordo com o comprimento do material laminado, de ligeiramente acima para abaixo de B_f , calculada pelos mesmos autores. Esse perfil de temperatura foi adotado para verificar a possibilidade de formação de maior quantidade de constituinte MA na microestrutura e a consequente degradação na tenacidade que tende a ocorrer se o resfriamento acelerado terminar em temperatura muito baixa (Huda 2016).

Após a laminação foram realizados ensaios de tração utilizando corpos de prova usinados na direção transversal em relação à da laminação, cujo comprimento da base de medida, L_0 , foi igual a 88 mm. Também foi medida a dureza Vickers sob carga de 10 kg. Os ensaios de impacto Charpy foram realizados com corpos de prova medindo 10 mm x 10 mm, usinados na direção transversal, a partir da metade da espessura do esboço e utilizando o entalhe em forma de V. Os testes de Charpy foram realizados a temperaturas de -20, -40 e -60°C.

A intensidade das “separações” presentes na superfície fraturada dos corpos de prova do ensaio Charpy precisou ser caracterizada quantitativamente para permitir o estabelecimento de correlações com as variáveis do processo e condições de teste. Farber (2016) propôs um método trabalhoso envolvendo a medição das áreas afetadas por “separações” na superfície fraturada do corpo de prova de Charpy. No entanto, uma abordagem mais simples, proposta por Fernandes (2010), requer apenas a medição dos comprimentos das separações, uma vez que a relação comprimento/largura é praticamente constante. Este último foi o método escolhido, pois foi considerado mais conveniente para os propósitos deste trabalho. Essas medidas foram realizadas usando um ampliador estereoscópico acoplado a uma câmera de vídeo. A imagem da fratura foi mostrada em uma tela e as medidas de comprimento das separações foram feitas manualmente.

Foi objetivado que estas chapas, com espessura de 25 mm, atendessem às seguintes especificações de propriedades mecânicas: limite de escoamento entre 542 e 662 MPa; resistência à tração entre 631 e 741 MPa; alongamento mínimo de 23% e relação elástica máxima de 0,93. Não foram especificados valores mínimos neste trabalho.

2.2. Resultados e Discussão

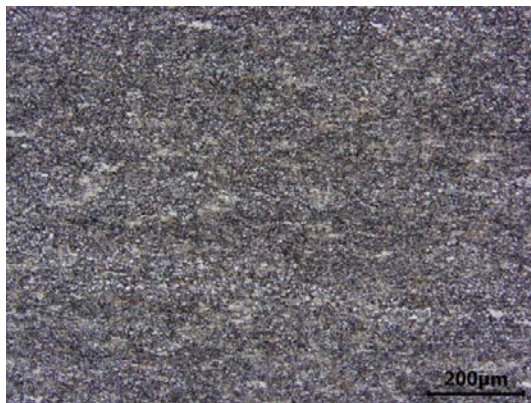
A Tabela 2 mostra os resultados obtidos nas chapas grossas de aço microligado MnNbTiVCrMo, classe de 80 ksi, submetidas ao TMCP para os melhores valores de temperatura final de resfriamento. Como pode ser visto, os requisitos de propriedades mecânicas foram totalmente atendidos, incluindo os resultados de testes de dobramento transversal a 180°, que não são mostrados nessa tabela. Não foi observada correlação das várias propriedades mecânicas com os parâmetros do processo aplicados, o que indica relativa estabilidade a variações normais nas condições de operação, exceto quanto à ocorrência de “separações”, conforme discutido a seguir.

A Figura 2 mostra as microestruturas obtidas a $\frac{1}{4}$ de espessura de um dos esboços aqui estudados, vistas sob diferentes ampliações. As microestruturas apresentaram caráter acicular, muito semelhante ao esperado para a bainita de aços com baixíssimo teor de carbono submetido ao tratamento termomecânico aqui descrito, além de grãos esparsos de ferrita poligonal ou quase poligonal. Segundo Meimeth et al. (2006), esta microestrutura com predominância de traços de bainita e

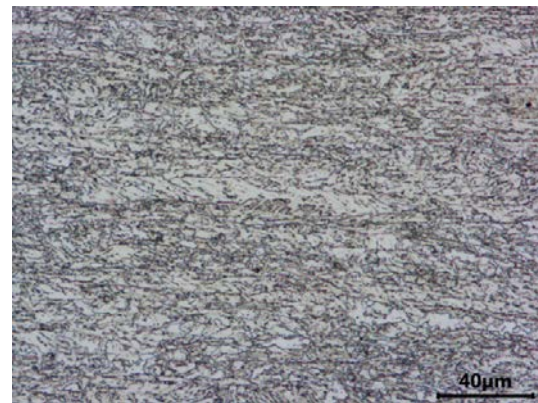
ferrita é típica de aços de 80 ksi, o que requer a presença de pelo menos 85% de bainita na microestrutura para atingir esse nível de resistência mecânica. Também é possível observar nesta figura a ausência total de bandeamento na microestrutura.

Tabela 2. Propriedades mecânicas obtidas em chapas grossas de aço microligado ao MnNbTiVCrMo.

Ensaio de Tração (Transversal)				Energia Média Charpy (Transversal, ½ Espessura)			Dureza Média 1.5 mm da superfície	
LE _{0,5%} [MPa]	LR [MPa]	LE/LR	ALONG [%]	-20°C [J]	-40°C [J]	-60°C [J]	Face A [HV10]	Face B [HV10]
591	686	0.86	43	430	367	362	223	231
611	697	0.88	44	400	335	358	224	233
574	677	0.85	42	463	448	401	223	229
597	694	0.86	43	437	406	391	223	231
571	687	0.83	44	411	346	338	237	246



(a) 100 x



(b) 500 x

Figura 2. Microestruturas a ¼ da espessura das chapas de 80 ksi de aço microligado ao MnNbTiVCrMo. Nital 3%.

Apesar dos altos valores de energia absorvida revelados pelos ensaios de impacto de Charpy, conforme mostrado na Tabela 2, foram observadas várias ocorrências de “separações” nas superfícies de fratura dos corpos de prova rompidos após este teste, como pode ser visto no exemplo mostrado na Figura 3, onde aparecem várias separações com suas respectivas medidas de comprimento. Este corpo de prova foi extraído de um material laminado com temperatura de acabamento 22°C abaixo do ponto A_{r3} do aço. Surpreendentemente, também apareceram separações na superfície fraturada dos corpos de prova Charpy que foram extraídos de materiais laminados cujas temperaturas de acabamento foram nominalmente maiores que A_{r3} , embora com menor intensidade. Isto pode ser explicado pelo fato deste parâmetro representar, na realidade, um valor médio de todos os valores de temperatura de acabamento determinados através de toda a largura, espessura e comprimento do material laminado. No entanto, é inevitável que surjam gradientes de temperatura no esboço laminado ao longo de seu processamento termomecânico, principalmente através de sua espessura. Assim, a superfície do material laminado sempre mostrará uma temperatura menor que seu valor médio. Dependendo da magnitude deste gradiente, as regiões superficiais do material laminado podem ter uma temperatura inferior a A_{r3} . Isto é evidenciado pelas microestruturas mostradas na Figura 4, que mostram a presença de grãos de ferrita deformados na superfície do material laminado, provando a ocorrência de

laminação intercristica, que pode explicar a ocorrência de separações mesmo nos casos em que a temperatura média de acabamento foi maior que Ar3. Assim, pode-se deduzir que, mesmo no melhor dos casos deste teste de laminação, em que a temperatura média de acabamento foi 17°C maior que Ar3, não era bom o suficiente para garantir uma laminação de acabamento completamente situada no campo austenítico.

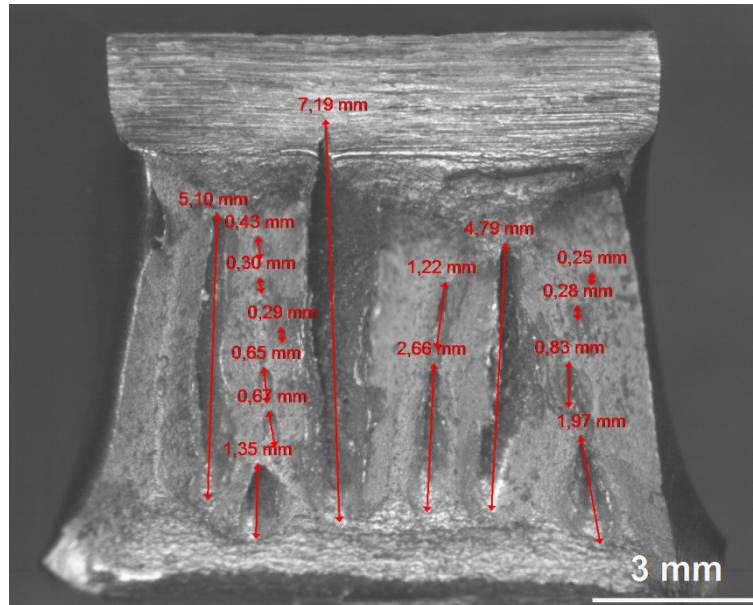


Figura 3. Superfície de fratura de um corpo de prova Charpy rompido a -60 °C.

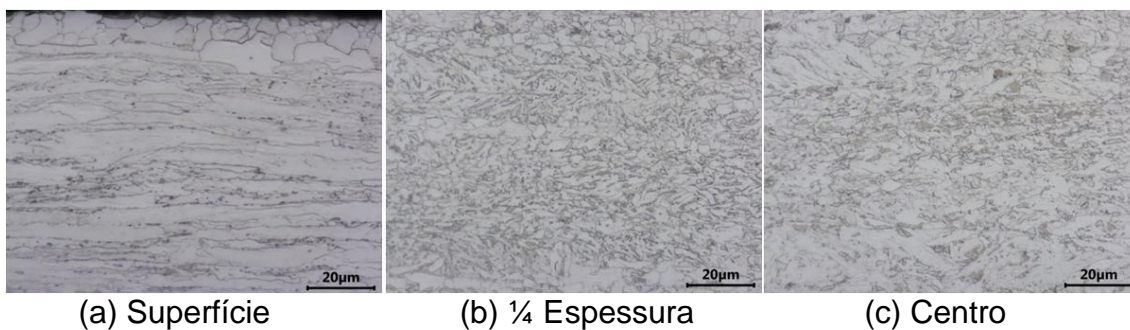


Figura 4. Microestruturas de chapas da classe de 80 ksi de aço microligado ao MnNbTiVCrMo com temperatura de acabamento 17°C acima de Ar3. Nital 3%.

Os resultados das medições dos comprimentos de separação nas superfícies fraturadas dos corpos de prova de Charpy rompidos podem ser vistos nos quatro gráficos da Figura 5. Como mostrado na Figura 5a, o valor do comprimento mínimo de separação medido na superfície fraturada dos corpos de prova de Charpy diminuiu à medida que se reduziu a temperatura do teste. Os corpos de prova extraídos do material laminado sob valor mínimo de temperatura média de acabamento apresentaram o menor comprimento mínimo de separação, mas o efeito da temperatura de acabamento não ficou tão claro quando este parâmetro foi ligeiramente superior ao ponto Ar3. É interessante notar que, de acordo com a Tabela 3, onde quinze corpos de prova foram testados para cada condição experimental, conforme a temperatura média de acabamento e a temperatura do ensaio Charpy, quanto menor o comprimento mínimo da separação, maior foi o número de separações contadas na superfície fraturada que, conseqüentemente, também aumentou com a diminuição da temperatura em que foi realizado o ensaio

Charpy. Uma tendência semelhante foi também detectada quando a temperatura média de acabamento foi reduzida, particularmente para os testes de Charpy feitos a -60°C . Assim, tanto a redução da temperatura adotada no ensaio Charpy, quanto um grau crescente de laminação intercrítica, aparentemente promoveram a nucleação de um maior número de “separações” durante a fratura do corpo de prova Charpy. Por outro lado, essa nucleação intensificada de “separações” tende a promover alívio de tensões no corpo de prova, reduzindo a energia que estaria disponível para a propagação das “separações” e, dessa forma, mantendo-as curtas.

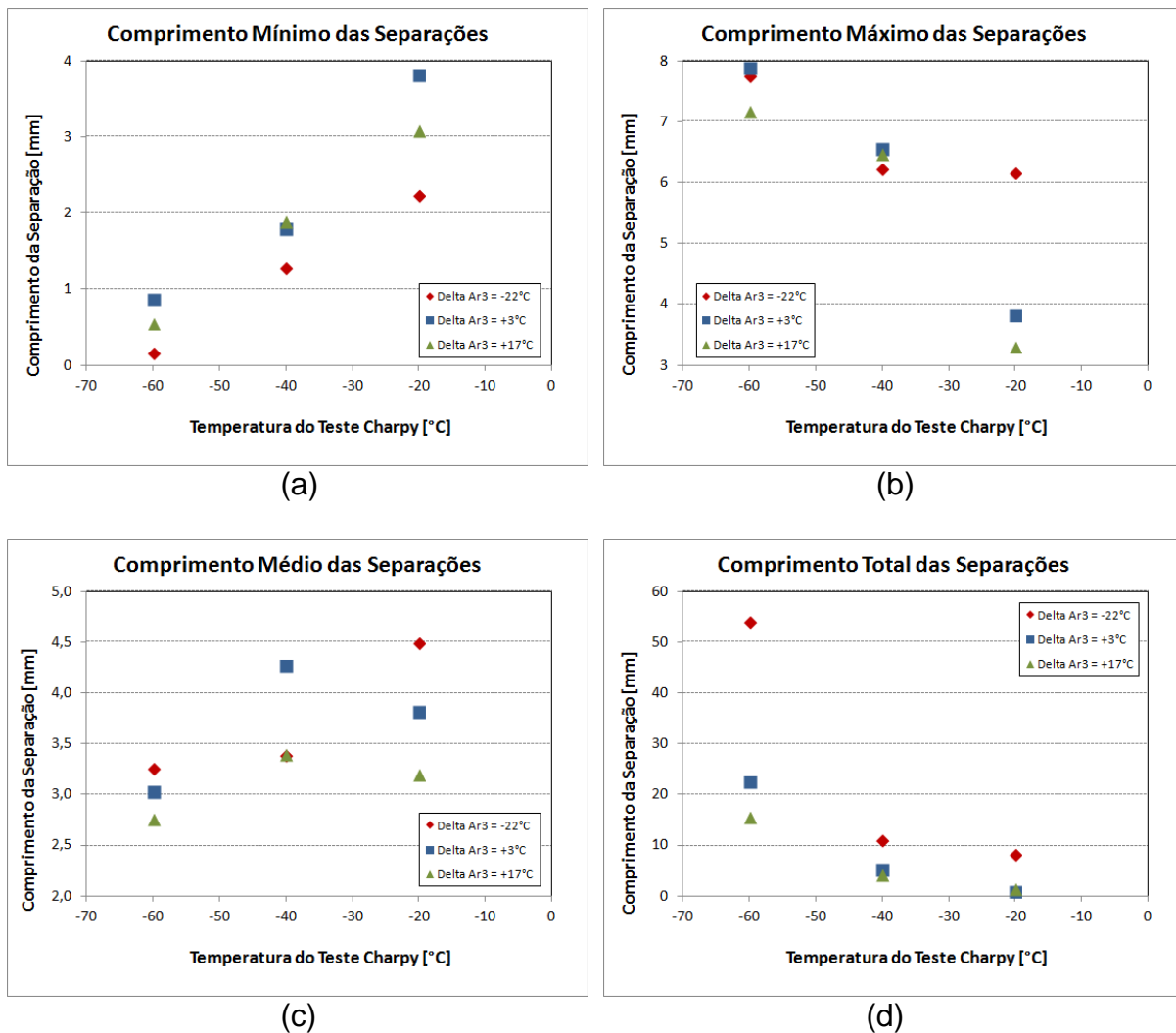


Figura 5. Resultados das medições dos comprimentos das “separações”.

Tabela 3. Número total de separações presentes na superfície fraturada dos corpos de prova Charpy.

Número Total de Separações			
ΔA_{r3} [°C]	Temperatura do Ensaio Charpy [°C]		
	-60	-40	-20
-22	83	16	9
+3	37	6	1
+17	28	6	2

Por sua vez, o comprimento máximo das “separações” aumentou à medida que a temperatura do ensaio Charpy diminuiu, como pode ser visto na Figura 5b. O efeito da temperatura de acabamento não foi tão claro quando o ensaio Charpy foi realizado sob temperaturas mais baixas (isto é, a -60 e -40°C), mas ficou evidente para os testes realizados a -20°C, o qual apresentou maiores valores de comprimentos máximos de “separações” quando a temperatura de acabamento foi reduzida, especialmente para o menor valor obtido para este parâmetro (22°C abaixo de Ar3).

O valor médio do comprimento de separação não mostrou correlações claras, nem com a temperatura de ensaio Charpy, nem com a temperatura média de acabamento, conforme mostrado na figura 5c. Aparentemente, de forma bem geral, o comprimento médio das “separações” tende a aumentar com o aumento da temperatura do ensaio de Charpy, mas os dados mostraram grande dispersão e alguma inconsistência, o que se reflete nos valores relativamente altos do desvio padrão percentuais mostrados na Tabela 4, que representa dados de quinze corpos de prova testados para cada condição experimental de acordo com a temperatura média de acabamento e a temperatura de teste de Charpy. Mas esse fato poderia ser esperado, pois a temperatura em que o ensaio Charpy foi realizado mostrou efeitos contraditórios sobre os valores extremos dos comprimentos das “separações”: o comprimento mínimo de separação diminuiu quando o ensaio Charpy foi realizado sob temperaturas mais baixas (Figura 5a), enquanto que o comprimento máximo das “separações” mostrou tendência oposta (Figura 5b). Assim, o efeito relatado da temperatura de teste de Charpy sobre o comprimento médio das “separações” (Figura 5c) representou um equilíbrio entre essas duas tendências conflitantes.

Tabela 4. Comprimento médio das separações presentes na superfície fraturada dos corpos de prova Charpy, juntamente com seu desvio padrão absoluto e percentual.

Comprimento Médio das Separações [mm], Desvio Padrão [mm/%]			
ΔA_{r3} [°C]	Temperatura Teste Charpy [°C]		
	-60	-40	-20
-22	3.2 (2.4/75)	3.4 (1.9/56)	4.5 (1.6/36)
+3	3.0 (1.7/57)	4.3 (1.8/42)	3.8 (0/0) (*)
+17	2.8 (1.4/50)	3.4 (1.8/53)	3.2 (0.2/6)

(*) Apenas um dado

Finalmente, a Figura 5d mostra que a diminuição tanto da temperatura do ensaio Charpy, como da temperatura média de acabamento, aumentou o comprimento total das “separações” - isto é, o somatório dos comprimentos de todas as “separações” presentes nos corpos de prova de Charpy. Este aumento foi especialmente elevado no caso do esboço processado sob os mais altos graus de

laminação intercrítica - isto é, sob valor mínimo de temperatura média de acabamento, ou seja, 22°C abaixo da temperatura Ar3 calculada por Ouchi (1982).

Posteriormente foram realizadas experiências adicionais de TMCP com essa mesma liga, onde a diferença entre a temperatura média de acabamento e Ar3 situou-se entre +53 e +63°C. Os esboços obtidos nesta oportunidade não mostraram absolutamente nenhuma ocorrência de “separações” nas superfícies fraturadas dos corpos de prova Charpy, independentemente da temperatura usada no teste. Isto provou que as diferenças entre as temperaturas de acabamento e o ponto Ar3 do aço adotadas no experimento anterior mostraram-se insuficientes para garantir que todo o esboço se mantivesse completamente austenítico ao final da laminação. As propriedades mecânicas das chapas produzidas neste novo teste também foram completamente satisfatórias de acordo com as especificações de um aço da classe de resistência de 80 ksi.

3 CONCLUSÃO

Os resultados obtidos neste trabalho demonstraram o sucesso desta primeira implantação para a produção de chapas grossas da classe de resistência de 80 Ksi através de laminação controlada e resfriamento acelerado na nova linha de laminação de chapas grossas da Gerdau Ouro Branco. A experiência adquirida permite o aprimoramento tecnológico desta classe de produtos, bem como o avanço em direção a materiais ainda mais sofisticados e que atendam a demandas muito mais severas. A ocorrência de “separações” pode ser totalmente evitada desde que a temperatura média de acabamento seja mantida suficientemente acima do ponto Ar3 para manter a superfície do material laminado totalmente austenítica, compensando os inevitáveis gradientes térmicos e imprecisões resultantes do cálculo de Ar3 através da fórmula empírica de Ouchi.

Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer às estagiárias Thais de Lima Barreto, Michele Carolina dos Santos Guimarães e Vanessa Veríssimo dos Santos pela meticulosa medição dos comprimentos das “separações” presentes nas superfícies fraturadas dos corpos de prova Charpy.

REFERÊNCIAS

Boratto F., Barbosa R., Yue S. and Jonas J.J. 1987. The Influence of Chemical Composition on the Recrystallisation Behaviour of Microalloyed Steels. *Proc. Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels*, The Metallurgical Society of AIME, November 3-5, Pittsburgh, 51-61.

DeArdo, A.J. 2016. Toward Better Pipes for the 21st Century. *Proc.*, Middle East Steel Conference – Oil & Gas. Dubai, 17-19 April 53 p.

Farber V.M., Khotinov V.A., Belikov S.V., Selivanova O.V., Lezhnin N.V., Morozova A.N., Karabonalov M.S. and Zhilyakov A.Yu. 2016. Separations in Steels Subjected to Controlled Rolling, Followed by Accelerated Cooling. *The Physics of Metals and Metallography* 4 (117): 422-436.

Fernandes, I.O. 2010. Relação Entre a Energia Charpy e a Ductilidade Através da Espessura de Aço API 5L X80. *Proc. 18° Seminário de Iniciação Científica da PUC-Rio*. Rio de Janeiro, 24-27 Agosto, 19 p.

Ghosh A., Patra S., Chatterjee A., Chakrabarti, D. 2016. Effect of Local Crystallographic Texture on the Formation During Charpy Impact Testing of Low Carbon Steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* **47** (6):2755-2772.

Ghosh A., Chatterjee A. and Chakrabarti D. 2017. Thermomechanical Processing of Steel: Effect of Microstructure, Crystallographic Texture and Charpy Impact Transition Behaviour. *La Metallurgia Italiana* (3): 29-35.

Gorni A.A. and Mei P.R. 2005. Development of Alternative As-Rolled Alloys to Replace Quenched and Tempered Steels with Tensile Strength in the Range of 600-800 MPa. *Journal of Materials Processing Technology* **162-163**: 298-303.

Gorni A.A., Silveira J.H.D. and Reis J.S.S. 2010. Metalurgia dos Aços Microligados Usados em Tubos Soldados de Grande Diâmetro. *Corte e Conformação de Metais* **5** (59): 50-63.

Huda N., Midawi A.R.H., Gianetto J., Lazor R. and Gerlich A.P. 2016. Influence of Martensite-Austenite (MA) on Impact Toughness of X80 Line Pipe Steels. *Materials Science & Engineering A* **662**: 481-491.

Irvine K.J., Pickering F.B. and Gladman T. 1967. Grain-Refined C-Mn Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute* **205**: 161-182.

Lazzari V., Machado S., Silva C., Neto O. and Moreira J. 1988. Industrial Data On the First API X80 Line Pipe Produced in Latin America. *Proc., Microalloying '88*. ASM International, 24-30 September, Chicago, 87-94.

Meimeth S., Grimpe F., Meuser H., Siegel H., Stallybrass C. and Heckmann C.J. 2006. Development, State of the Art and Future Trends in Design and Production of Heavy Plates in X80 Steel Grades. *Proc. Steel Rolling 2006*, June 19-21, Paris, 11p.

Nishioka K. and Ichikawa K. 2012. Progress in Thermomechanical Control of Steel Plates and their Commercialization. *Science and Technology of Advanced Materials* **13**: 20 p.

Ouchi C., Sampey T. and Kosazu I. 1982. The Effect of Hot Rolling Condition and Chemical Composition on the Onset Temperature of Gamma-Alpha Transformation After Hot Rolling. *Transactions of the ISIJ* **22** (3): 214-222.

Steven W. and Haynes A.G. 1956. The Temperature of Formation of Martensite and Bainite in Low Alloy Steels. *Journal of the Iron and Steel Institute* **183**: 349-359..