

轧制道次间插入冷却对特厚钢板组织与性能的影响

吴俊宇, 王 斌, 王丙兴, 王昭东
(东北大学 轧制连轧及自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 使用实验轧机旁冷却装置配合轧机进行轧制实验,研究轧制道次间不同冷却工艺对特厚钢板组织和性能的影响规律. 研究结果表明:采用道次间冷却工艺可以在全厚度方向获得组织细化及强韧性提高效果,采用强冷道次间冷却实验钢 1/4 处晶粒尺寸可细化至 10 μm ,强度为 376 MPa, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击功为 169 J;心部晶粒尺寸可细化至 15 μm ,强度为 360 MPa, $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ 冲击功为 123 J. 本工艺可形成 470 μm 厚表层细晶层,晶粒尺寸可细化至 5 μm ;粗轧道次间插入冷却工艺轧制钢板强度和冲击韧性优于中间坯冷却工艺;随冷却强度增加,钢板内部组织明显细化且强度大幅提高.

关 键 词: 道次间冷却;差温轧制;特厚板;晶粒细化;变形渗透;表层细晶层

中图分类号: TG 142.1 **文献标志码:** A **文章编号:** 1005-3026(2018)11-1582-06

Effect of Inter-Pass Cooling Process on Microstructure and Properties of Ultra-heavy Steel Plate

WU Jun-yu, WANG bin, WANG Bing-xing, WANG Zhao-dong
(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.
Corresponding author: WANG Bing-xing, E-mail: wangbx@ral.neu.edu.cn)

Abstract: By using a cooling device beside the laboratorial rolling mill, an inter-pass cooling (IPC) process was applied during rolling ultra-heavy steel plate. Here, the effect of the IPC process on microstructure and properties of the rolled plate was studied. The results showed that the steel plate has excellent strength and toughness after the IPC process. When the rolled plate is applied by a strong IPC process, the grain size is 10 μm , the strength is 376 MPa and the impact energy at $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ is 169 J at the 1/4-thickness, while they become 15 μm , 360 MPa and 123 J respectively at the 1/2-thickness. Meanwhile, a surface ultra-fine grain layer with the thickness of 470 μm can be obtained and the average grain size is less than 5 μm . The strength and toughness of the rolled plate are better in a strong IPC process than those in the inter-slab cooling process. When the intensity of the IPC process increases, the grain size decreases and the strength increases.

Key words: inter-pass cooling (IPC); temperature gradient rolling; ultra-heavy steel plate; grain refinement; deformation penetration; surface fine grain layer

近年来随着海洋工程、桥梁建设、重型机械等行业的不断发展,厚板及特厚板得到了广泛应用,国内厚板生产长期面临着资源能耗高、合金添加过度、生产节奏慢、性能均匀性差等难题^[1-2],以往厚板轧制通常采用增大道次压下率及总压下量的方法来细化钢板内层组织,但受限于轧机能力以及连铸坯内部缺陷,常规轧制过程生产的特厚板内部会因变形渗透不足而导致组织粗大^[3],进而恶化钢板强度和韧性,因此急需从生产工艺入手解决厚板生产的难点问题^[4-5]. 已有大量研究表明中间坯冷却技术可以用于改善厚板组织性能^[6-7],但受到设备布置和工艺控制策略限制,该

工艺无法精确控制轧制温度以及钢板厚向温度梯度,而“道次间冷却”技术的开发和应用可以较好地解决厚板轧制过程出现的诸多难题^[8]。“道次间冷却”技术是将冷却装置安装在轧机出口处,因此可以在任何需要的轧制道次间进行冷却,从而精确控制轧制温度并调节钢板厚向温度梯度,形成轧制与冷却的有机结合,具有巨大的开发潜力和良好的应用前景^[9-10]。

本文在实验室条件下使用轧机旁道次间冷却装置进行 Q345 级特厚钢板热轧实验,研究不同道次间冷却工艺对钢板组织和性能的影响规律,从而为“道次间冷却”技术的现场应用提供工艺参考和理论指导。

1 实验材料和实验方法

实验使用实验室 $\phi 750\text{ mm} \times 550\text{ mm}$ 热轧实验机进行轧制实验,开轧厚度为 220 mm ,终轧厚度为 90 mm ,轧制规程为 $220 \rightarrow 195 \rightarrow 170 \rightarrow 145 \rightarrow$

$130 \rightarrow 115 \rightarrow 100 \rightarrow 90\text{ mm}$,中间坯厚度为 145 mm ,实验钢主要化学成分(质量分数,%)为 C 0.17, Si 0.25, Mn 1.3, Ti 0.015, Al 0.03,余量为 Fe。使用热电偶测量 5 个工艺表层和心部温度随时间变化如图 1 所示,在各工艺图中实线为心部温度随时间变化曲线,虚线为表层温度随时间变化曲线。实验后沿着轧制方向侧面取试样经机械研磨和抛光制成全厚度方向金相试样,经 4% (体积分数) 硝酸酒精溶液腐蚀后,使用 Carl Zeiss Axio Imager Alm 光学显微镜进行金相观察。在轧制钢板不同厚度处沿纵向取 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 55\text{ mm}$ V 形缺口冲击试样,使用 Instron SI-IM canton MA 冲击试验机进行 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ charpy 冲击试验,并使用 Evo18 扫描电子显微镜进行冲击断口形貌观察。在不同厚度位置取横向拉伸试样,加工成 $\phi 12\text{ mm} \times 120\text{ mm}$ 的棒状拉伸试样,使用 Instron 5585H 拉伸试验机进行常温拉伸性能测试。

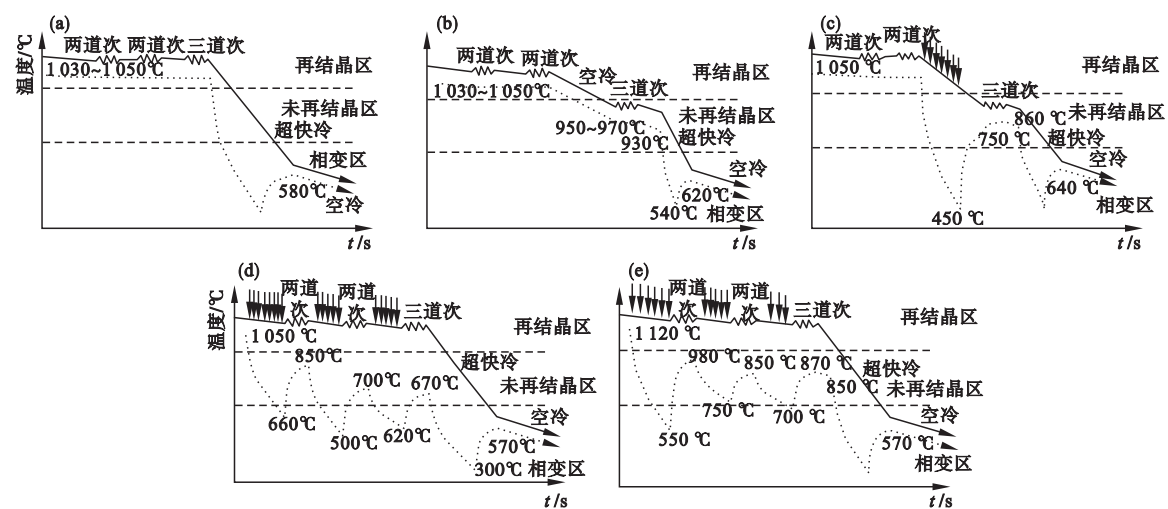


图 1 轧制过程钢板表层和心部温度随时间变化曲线
Fig. 1 Temperature-time curves in surface and core of the plate in rolling process
(a)—AR 工艺; (b)—TMCP 工艺; (c)—IC 工艺; (d)—S-IPC 工艺; (e)—W-IPC 工艺。

2 结果与讨论

2.1 轧后钢板组织形貌分析

图 2 为 S-IPC 工艺和 TMCP 工艺下轧制钢板表层金相组织,由图可见,S-IPC 工艺轧制钢板具有表层细晶层,细晶层厚度可达到 $470\text{ }\mu\text{m}$,平均晶粒尺寸可以达到 $5\text{ }\mu\text{m}$ 以下,并且在铁素体晶界处弥散分布着细小的珠光体颗粒,而 TMCP 工艺轧制钢板表层平均晶粒尺寸大于 $15\text{ }\mu\text{m}$,其较道次间冷却工艺表层晶粒大幅粗化。

图 3 为不同工艺条件下轧制钢板 1/4 处金相

组织照片,由图可见,所有工艺轧制钢板 1/4 厚度处均为铁素体-珠光体组织,其中 DR 工艺组织最粗大,晶粒多呈等轴状,晶粒尺寸可达 $30 \sim 50\text{ }\mu\text{m}$;TMCP 工艺和 W-IPC 工艺晶粒尺寸接近,组织中条状铁素体晶粒数量较 DR 工艺增多,平均晶粒尺寸降至 $25\text{ }\mu\text{m}$;ISC 工艺组织进一步细化,平均尺寸为 $15\text{ }\mu\text{m}$;S-IPC 工艺轧制钢板组织最细,基体中铁素体晶粒多呈针状,平均晶粒尺寸可达 $10\text{ }\mu\text{m}$ 。图 4 为不同工艺 1/4 处和心部晶粒尺寸对比,由图可见,DR 工艺轧制钢板心部晶粒尺寸可达 $40 \sim 50\text{ }\mu\text{m}$,TMCP 工艺心部组织较 1/4 处粗化不明显,而 W-IPC 工艺和 ISC 工

艺心部组织较 1/4 处明显粗化,ISC 工艺心部组织较 TMCP 工艺略微细化,S-IPC 工艺轧制钢板心部组织仍然最细,平均晶粒尺寸为 10~15 μm . 在低倍显微镜下进行多视野统计得到不同工艺条件下轧制钢板 1/4 厚度处和心部珠光体体积分

数,如图 5 所示. 由图可见,S-IPC 工艺轧制钢板 1/4 厚度和心部处珠光体体积分数最高,ISC 工艺次之,DR 工艺珠光体体积分数最低,TMCP 工艺 1/4 厚度处珠光体体积分数较 DR 工艺显著提高,但心部差别不大.

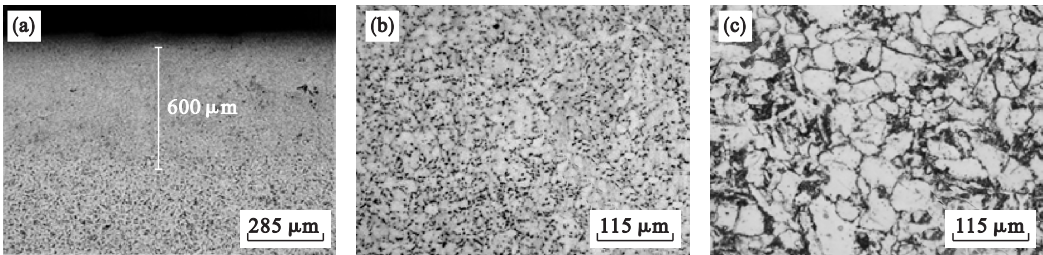


图 2 S-IPC 和 TMCP 工艺表层金相组织

Fig. 2 Microstructure of the surface of the plates rolled in different processes

(a)—S-IPC 钢板表层宏观形貌; (b)—S-IPC 钢板表层微观形貌; (c)—TMCP 钢板表层微观形貌.

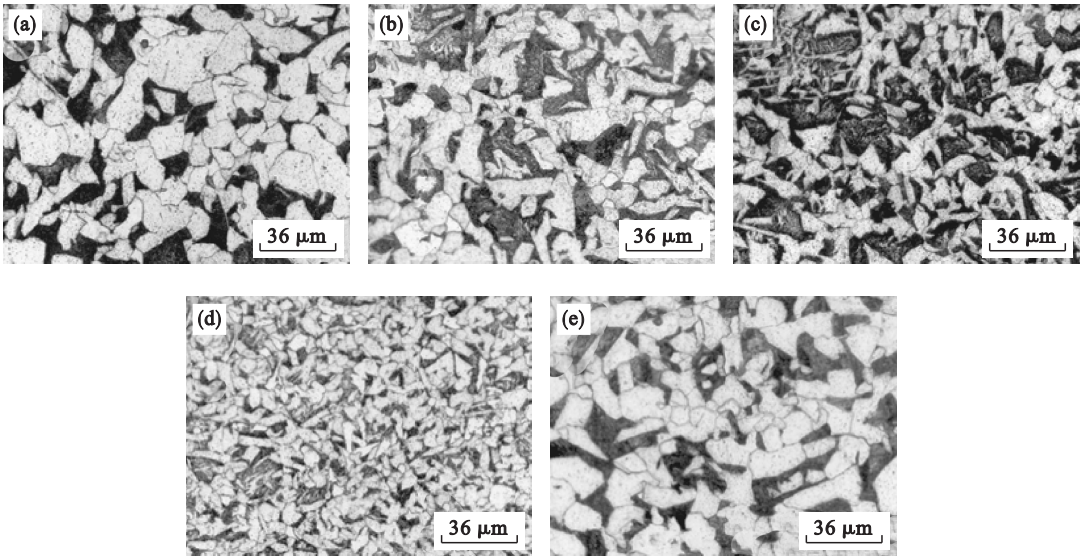


图 3 不同工艺 1/4 厚度处金相组织

Fig. 3 Microstructure at the 1/4 thickness of the plates rolled in different processes

(a)—DR 工艺; (b)—TMCP 工艺; (c)—ISC 工艺; (d)—S-IPC 工艺; (e)—W-IPC 工艺.

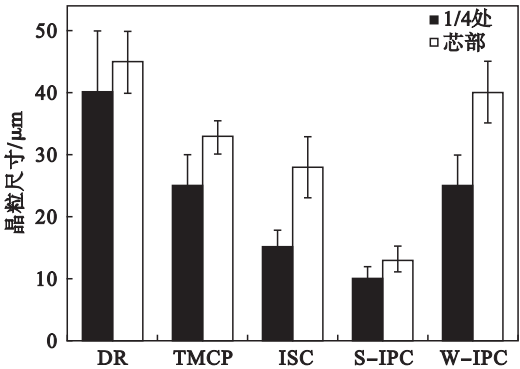


图 4 不同工艺 1/4 和心部晶粒尺寸

Fig. 4 Grain size at the 1/4 thickness and the center of the plate rolled in different processes

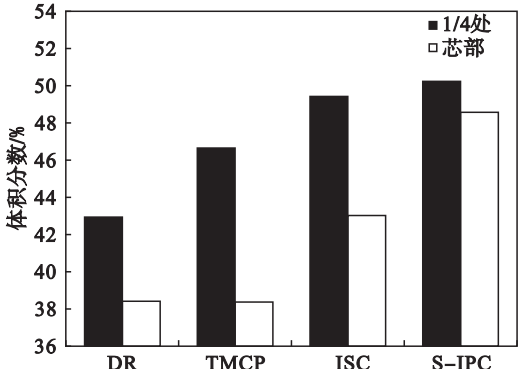


图 5 不同工艺轧制钢板 1/4 厚度处和心部珠光体体积分数

Fig. 5 Volume fraction of the pearlite at the 1/4 thickness and the center of the plate rolled in different processes

当钢板在轧制道次间插入冷却时,钢板表层长时间处于两相区高温段,因此表层组织将会发生部分相变形成先共析铁素体,在该温度区间变形的奥氏体组织还会发生应变诱导铁素体相变^[11-12],在随后的多道次轧制过程中铁素体晶粒将会因变形而发生回复和再结晶^[13-15],此外在低温和多道次累积大变形量条件下,扁平化程度较高的表层奥氏体晶粒内部将产生大量位错和变形带,从而可以提高冷却相变铁素体形核率并且抑制铁素体晶粒长大.综上所述,发生变形和再结晶的先共析铁素体和应变诱导相变铁素体与具有高形核率的细小冷却相变铁素体共同构成了 S-IPC 工艺轧制钢板表层超细晶组织.

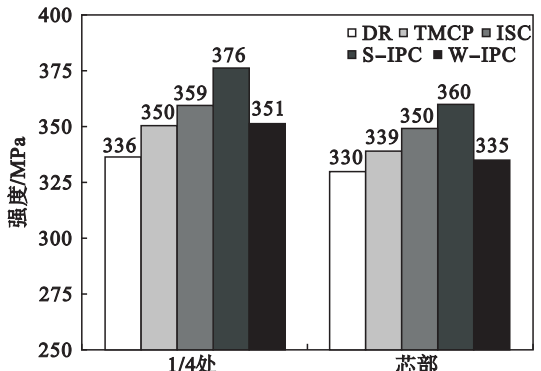
当钢板在道次间进行冷却时,钢板表层温度大幅降低,如果在此时进行轧制,温度较低的表层基体变形抗力较大,不易发生变形,根据体积不变原则,压下金属体积量将会向钢板内部转移,因此变形渗透性得以提高. W-IPC 工艺每个轧制道次前冷却时间较短,冷却沿厚度方向渗透深度较浅,因此表层硬化层厚度较薄,表层减少的变形量不足以渗透到钢板心部,所以钢板心部组织未发生显著细化, TMCP 工艺由于未再结晶区轧制的引入,使得 1/4 和心部奥氏体晶粒在较低温度下变形而发生静态回复和再结晶,所以在 1/4 厚度处 TMCP 工艺通过低温小变形实现与 W-IPC 工艺高温大变形类似的细晶效果,其心部变形量与 W-IPC 工艺差别不大,较低的变形温度导致其心部组织更细. ISC 工艺可以提高精轧三道次的变形渗透,但由于其参与道次间冷却的轧制压下量较小,加之心表温差较小,所以该工艺对心部变形提升效果不明显,所以其 1/4 厚度处组织较 TMCP 工艺细化,但两工艺心部组织差别不大. 对于 S-IPC 工艺,虽然轧制全部在再结晶区进行,但由于该工艺施行全轧制流程道次间冷却,同时由于钢板心部温度较高,道次间插入大强度冷却时心表温度梯度很大,故轧制时渗透到钢板 1/4 厚度处和心部的变形量较其他工艺大幅提高,全厚度方向组织最细.

在连续冷却相变过程中,珠光体一般在奥氏体晶界、奥氏体-铁素体两相界面以及铁素体晶界处形成,而铁素体一般在奥氏体晶界以及晶内变形带处形核且晶粒长大不会超过奥氏体晶粒半轴长,当奥氏体晶粒发生细化且扁平度较高时,冷却过程中相变铁素体晶粒将会发生细化,各种晶界和相界面面积得以增加,从而增加珠光体相变形核点,进而提高珠光体体积分数. S-IPC 工艺

晶粒细化程度最高,故总体珠光体体积分数最高,由于各工艺轧制钢板冷却前 1/4 厚度处奥氏体组织较心部细化,所以各工艺 1/4 厚度处珠光体体积分数高于心部.

2.2 轧后钢板性能分析

图 6 为不同工艺条件下轧制钢板 1/4 厚度处及心部强度对比,由图可见, S-IPC 工艺轧制钢板 1/4 厚度处和心部强度最高, 1/4 厚度处强度可达到 376 MPa, 心部强度为 360 MPa; ISC 工艺次之, 1/4 厚度处和心部强度都超过 350 MPa; TMCP 工艺轧制钢板 1/4 厚度处强度与 W-IPC 工艺同为 350 MPa, 其心部强度略高于 W-IPC 工艺; DR 工艺轧制钢板强度远低于其他工艺. 各工艺条件下 1/4 厚度处强度都高于心部, 但差别不同, DR 工艺 1/4 厚度处与心部强度差别较小, 而 TMCP 工艺和 W-IPC 工艺心部强度较 1/4 厚度处下降较明显, 仅略高于 DR 工艺, ISC 工艺和 S-IPC 工艺心部强度较 1/4 厚度处下降较少.

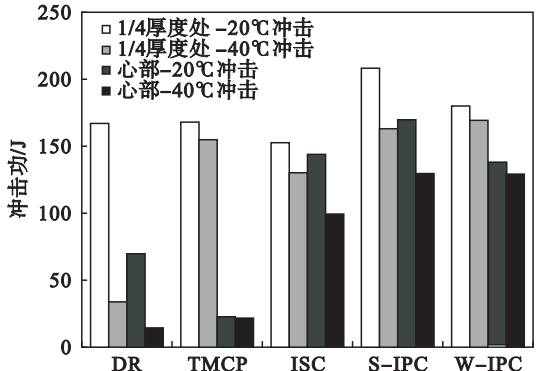


位置	DR	TMCP	ISC	S-IPC	W-IPC
1/4 处	336	350	351	376	350
芯部	330	339	350	360	335

图 6 不同工艺下 1/4 厚度处和心部强度对比

Fig. 6 Strength at the 1/4 thickness and the center of the plate rolled in different processes

图 7 为不同工艺条件下不同厚度处 -20 ℃ 和 -40 ℃ 低温冲击韧性对比, 由图可见, 使用道次间冷却工艺轧制钢板表现出良好冲击韧性, 其



工艺	1/4 厚度处 -20℃ 冲击	1/4 厚度处 -40℃ 冲击	心部 -20℃ 冲击	心部 -40℃ 冲击
DR	170	30	100	20
TMCP	150	30	100	20
ISC	150	30	100	20
S-IPC	210	30	130	20
W-IPC	150	30	130	20

图 7 不同工艺下 1/4 厚度处和心部冲击韧性对比

Fig. 7 Impact energy at the 1/4 thickness and the center of the plate rolled in different processes

中 S - IPC 工艺轧制钢板冲击韧性最佳,1/4 处 -20 ℃ 冲击功可达到 208 J,心部 -40 ℃ 冲击功仍然可达 123 J;W - IPC 工艺轧制钢板冲击韧性略差,ISC 工艺轧制钢板 1/4 厚度处和心部在各温度下冲击功都较 S - IPC 工艺低约 30 J,未使用道次间冷却的 DR 工艺和 TMCP 工艺轧制钢板冲击韧性较差,两工艺心部基本都为脆性断裂,DR 工艺 1/4 厚度处 -40 ℃ 冲击功低于 50 J.

图 8 为 TMCP 工艺和 S - IPC 工艺轧制钢板 1/4 厚度处冲击断口宏观 SEM 形貌,由图可见,

S - IPC 工艺 1/4 厚度处冲击断口在 -20 ℃ 和 -40 ℃ 下纤维区和剪切唇面积都很大,其放射区不同区域有较明显高度起伏,说明裂纹在传播过程多次改变方向,裂纹扩展路径较为曲折,裂纹总体扩展方向与宏观断裂方向呈较大夹角,且裂纹多进行分段扩展,观察到裂纹终止区域;TMCP 工艺 -40 ℃ 冲击断口纤维区面积明显减小,并且其放射区不同位置处高度起伏较小,可见裂纹传播路径较为平直. 图 9 为两工艺条件下轧制钢板 1/4 厚度处 -20 ℃ 冲击断口显微 SEM 形貌,由图可见,

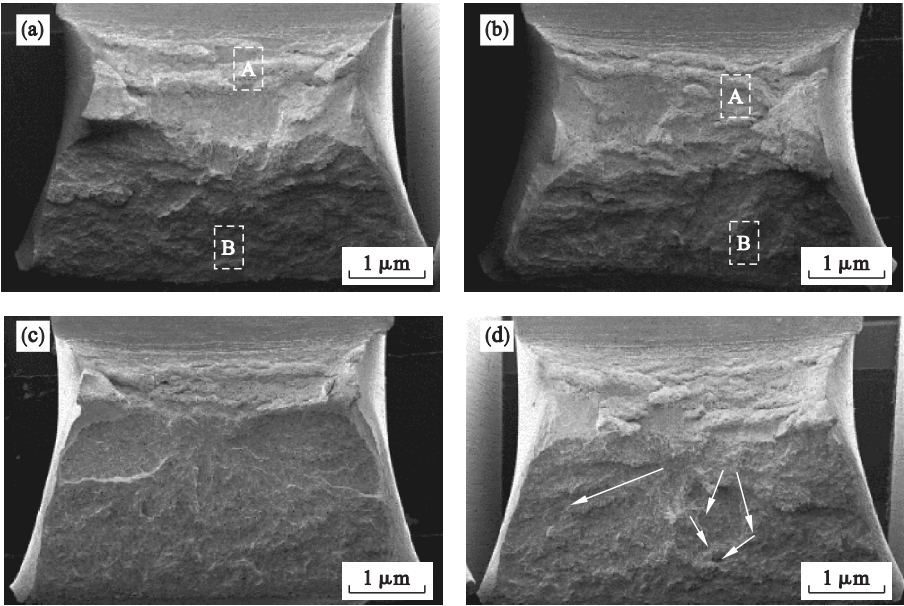


图 8 TMCP 和 S - IPC 工艺 1/4 厚度处冲击断口宏观形貌

Fig. 8 Macrostructure of impact fracture at the 1/4 thickness of the plate in the TMCP and S-IPC

(a)—TMCP -20℃; (b)—S - IPC -20℃; (c)—TMCP -40℃; (d)—S - IPC -40℃.

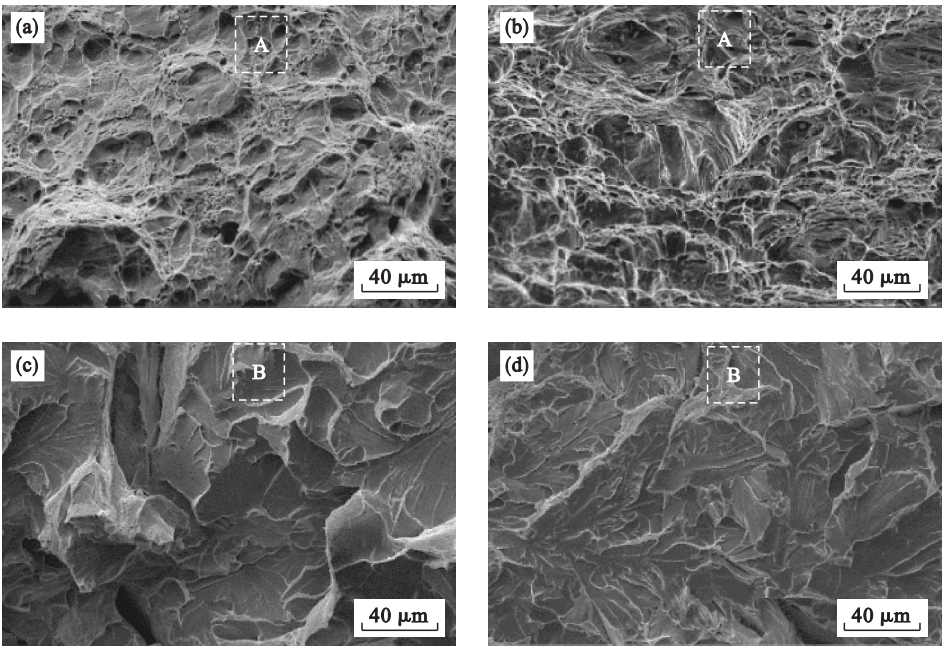


图 9 TMCP 和 S - IPC 工艺 1/4 厚度处 -20 ℃ 冲击断口显微形貌

Fig. 9 Microstructure of -20 °C impact fracture at the 1/4 thickness of the plate in TMCP and S-IPC processes

(a)—TMCP 工艺区域 A; (b)—S - IPC 工艺区域 A; (c)—TMCP 工艺区域 B; (d)—S - IPC 工艺区域 B.

S-IPC 工艺断口纤维区韧窝大且深,大韧窝周围还分布大量细小韧窝,撕裂棱较密集,放射区解理面较细小且撕裂棱较多;TMCP 工艺断口纤维区韧窝小且浅,放射区解理面较大,撕裂棱较少。

道次间冷却工艺能够大幅细化钢板 1/4 厚度处和心部组织,当晶粒发生细化时,单位体积晶粒增多,形变产生的应力将会分散到更多晶粒中,从而避免应力集中,抑制早期裂纹源的形成,扩大韧性断裂区域,同时,晶粒细化可以增加单位体积大角度晶界数量,而大角度晶界可以使裂纹扩展方向发生偏移^[16],从而增长裂纹扩展路径,降低裂纹传播驱动力,提高钢板止裂性能。另外,道次间冷却工艺能够提高基体组织中珠光体体积分数并获得细小圆滑的珠光体颗粒,细小且弥散分布的珠光体颗粒可以成为裂纹传播的阻碍,而棱角圆滑的硬相珠光体颗粒可以减小应力集中,从而延缓脆性裂纹的形成,进一步提高钢板的冲击韧性。

3 结 论

1) 道次间冷却工艺能够大幅细化特厚钢板 1/4 厚度处和心部组织,并提高珠光体体积分数,进而提高钢板全厚度方向强度和韧性。

2) 当使用道次间冷却工艺进行轧制时,单独粗轧阶段插入道次间冷却相比单独精轧阶段插入冷却对轧制钢板内层组织和性能的提升效果更加明显。

3) 道次间冷却时间增加有助于提高轧制变形渗透性,从而进一步细化轧制钢板内层组织。

参考文献:

[1] 王国栋. 近年我国轧制技术的发展、现状和前景[J]. 轧钢, 2017,34(1):1-8.
(Wang Guo-dong. Development, current situation and prospect of Chinese steel rolling technology in recent years [J]. *Steel Rolling*, 2017,34(1):1-8.)

[2] 王国栋. 钢铁行业技术创新和发展方向[J]. 钢铁, 2015,50(9):1-10.
(Wang Guo-dong. Technology innovation and development direction of iron and steel industry[J]. *Iron and Steel*, 2015,50(9):1-10.)

[3] Li G S, Yu W, Cai Q W. Investigation of the evolution of central defects in ultra-heavy plate rolled using gradient temperature process [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2015,46(2):831-840.

[4] Tian Y, Wang B X, Yuan G, et al. New generation TMCP for plate mill based on ultra-fast cooling technology[J]. *China Metallurgy*, 2013,23(4):17-20.

[5] Lindeman B A, Anderson J M, Shedd T A. Predictive model for heat transfer performance of oblique and normally impinging jet arrays[J]. *International Journal of Heat & Mass Transfer*, 2013,62(1):612-619.

[6] 杨颖,侯华兴,张哲. 中间坯快冷技术对 Q345A 厚板表层组织和性能的影响[J]. 钢铁, 2012,47(8):48-51.
(Yang Ying, Hou Hua-xing, Zhang Zhe. Effects of intermediate billet cooling on surface microstructure and property of Q345A steel heavy plate [J]. *Iron and Steel*, 2012,47(8):48-51.)

[7] 余伟,刘涛,何天仁,等. 中厚板中间坯冷却装置的开发和应用[J]. 轧钢, 2013,30(2):16-20.
(Yu Wei, Liu Tao, He Tian-ren, et al. Development and application of transfer bar cooling device for plate production [J]. *Steel Rolling*, 2013,30(2):16-20.)

[8] Zhang T, Wang B X, Wang Z D, et al. Side-surface shape optimization of heavy plate by large temperature gradient rolling[J]. *ISIJ International*, 2015,56(1):179-182.

[9] Ding J G, Zhao Z, Jiao Z J, et al. Central infiltrated performance of deformation in ultra-heavy plate rolling with large deformation resistance gradient [J]. *Applied Thermal Engineering*, 2016,98(5):29-31.

[10] Wang H Y, Ding J G, Lu X, et al. Analysis of ultra-heavy plate rolling force based on thickness temperature gradient elements and experiment simulations[J]. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 2015,231(4):599-615.

[11] Shen X J, Tang S, Chen J, et al. Grain refinement in surface layers through deformation-induced ferrite transformation in microalloyed steel plate [J]. *Materials and Design*, 2017,113:137-141.

[12] Hickson M R, Hurley P J, Gibbs R K, et al. The production of ultrafine ferrite in low-carbon steel by strain-induced transformation[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002,33:1019-1026.

[13] Li P, Li J, Meng Q G, et al. Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013,578:320-327.

[14] Shen X J, Tang S, Chen J, et al. Formation of fine austenite through static recrystallization in low carbon micro-alloyed steels[J]. *ISIJ International*, 2015,55(12):2657-2660.

[15] Chbihi D A, Barbier L, Germain A, et al. Interactions between ferrite recrystallization and austenite formation in high-strength steels[J]. *Journal of Materials Science*, 2014,49(10):3608-3621.

[16] Qiao Y, Argon A S. Cleavage crack-growth-resistance of grain boundaries in polycrystalline Fe-2% Si alloy: experiments and modeling [J]. *Mechanics of Materials*, 2003,35:129-154.