

专题研究

热轧钢板的织构

吕庆功^{1,2}, 陈光南¹, 周家琮², 唐 厉²

(1. 中国科学院力学研究所, 北京 100080; 2. 攀枝花钢铁(集团)公司, 四川 攀枝花 617067)

摘要: 综述了热轧钢板织构的形成机制和形成特点, 分析了化学成分、加热温度、终轧温度、轧制速度、轧后冷却速度以及润滑对热轧织构的影响规律, 并描述了热轧织构对热轧钢板塑性应变比、屈服强度和韧性的影响特点, 可为热轧钢板织构和性能的优化与控制提供依据。

关键词: 热轧钢板; 织构; 性能

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1004 - 7638(2001)02 - 0001 - 08

TEXTURES IN HOT ROLLED STEEL SHEET

L üQing - gong^{1,2}, CHEN Guang - nan¹, ZHOU Jia - cong², TANG Li²

(1. Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100080, China; 2. Panzhihua Iron and Steel (Group) Corp., Panzhihua 617067, Sichuan, China)

Abstract: Forming mechanism and characteristics of textures in hot rolled steel sheet were introduced. Effect of chemical composition, reheating temperature, finishing temperature, rolling speed, cooling rate after rolling and lubrication on hot rolled texture was analyzed. The features of effect of hot-rolled texture on plastic strain ratio, yielding strength and toughness were described to provide the basis for optimization and control of textures and properties of hot-rolled steel strip.

Key Words: hot-rolled steel sheet; texture; property

1 引言

织构是多晶体取向分布状态明显偏离随机分布的取向分布结构, 它会导致钢板力学性能的各向异性, 从而影响钢板的成形性。谈到织构, 人们往往首先考虑到冷轧钢板, 然而热轧钢板在特定的工艺条件下也会产生较强的织构, 它不仅影响后续冷轧钢板的织构形成, 而且还会直接影响热轧钢板的性能。本文结合多年来前人有关热轧钢板织构的研究成果, 综述了热轧钢板在生产过程中的织构形成机制和形成特点, 分析了化学成分和主要工艺条件对热轧织构的影响规律, 并描述了热轧织构对热轧钢板塑性应变比、屈服强度和韧性的影响特点, 期望对热

轧钢板织构和性能的优化与控制提供依据。

2 热轧织构的形成特点

热轧钢板在生产过程中与织构的形成有密切关系的物理过程主要有三个: 奥氏体形变、 α 相变、铁素体形变。

2.1 奥氏体织构

热轧钢板在奥氏体区轧制时, 会产生再结晶织构 ($F T > T_{nr}$) 和形变织构 ($A_{r3} < F T < T_{nr}$)。这种织构在随后的 α 相变过程中会遗传给铁素体, 对热轧钢板织构的形成特点具有重要影响。对这种织构的认识需要采用特殊方法, 因为在高温状态下直接测量奥氏体织构有很大的难度。最常用的一种

方法是采用具有高堆垛层错能 (SFE) 的 fcc 金属来模拟钢的奥氏体,对其进行轧制或轧制后退火处理,测量其织构并通过适当的取向关系预报相变后的铁素体织构,然后比较预报织构和实测钢板织构,依此推断热轧钢板的奥氏体轧制织构和再结晶织构。基于这种方法,人们采用铜或铝^[1,2]、奥氏体不锈钢^[3]、Ni - 30(wt %) Co 合金^[4]等做了大量的研究工作,得出较为相似的结论。

奥氏体轧制织构主要体现为 和 两条取向线。其中, 取向线是从 Goss 织构{110} 001 至 Brass 织构{110} 112,而 取向线是从 Brass 织构经 S 型织构{123} 634 最后到 Copper 织构{112} 111。取向密度沿取向线的分布与轧制变形量密切相关。当变形量较小时,取向密度分布较均匀;当变形量较大时,Goss 织构减弱、取向线增强;当变形量很大时,取向线几乎完全消失,取向线继续增强,而且最强点向 S 织构位置集中。

奥氏体再结晶织构主要体现为立方织构{001} 100。

尽管有文献[5]描述了诸多奥氏体轧制织构和再结晶织构组分,但上面所述的 5 个织构却是所有奥氏体织构中最主要的组分,是本文要讨论的织构。它们在邦厄(Bunge)系统欧拉空间中的位置见表 1。

表 1 奥氏体主要织构的欧拉角

	Miller 指数	名称	$\phi_1 / (^\circ)$	$\phi_2 / (^\circ)$	$\phi_3 / (^\circ)$
再结晶织构	{001} 100	Cube	0	0	0
	{112} 111	Copper	90	35.3	45
轧制织构	{110} 112	Brass	54.7	90	45
	{123} 634	S	27.0	57.7	18.4
	{110} 001	Goss	90	90	45

2.2 / 相变织构

奥氏体相变形成铁素体时,铁素体织构会与奥氏体织构具有一定的取向关系。到目前为止,在钢的研究中所用到的最基本的取向关系主要有三种^[6],即 B (Bain)、K-S (Kurdjumov-Sachs) 和 N-W (Nishiyama-Wassermann)。当钢的奥氏体向铁素体或马氏体转变时,通常遵循 K-S 关系,这相当于 和 两种晶格共 112 轴旋转 90°。根据这种关系,如果不考虑转变时的取向选择性,则每种奥氏体织构的相变织构组分及其发生频次见表 2^[5]。这里只列出发生频次高于 4 次的相变织构。

表 2 主要奥氏体织构的相变织构及发生频次

相变织构	再结晶织构		轧制织构			
	Cube	Copper	Brass	S	Goss	
	{001} 110	{112} 111	{110} 112	{123} 634	{110} 001	
{001} 110	8		4			
{110} 001	8					
{110} 110	8	4				
{210} 120		4				
{112} 110		6(8) ¹⁾				
{123} 210		4				
{001} 120			4			
{111} 123			4(8) ²⁾			
{112} 113			6	5		
{001} 100						8
{111} 110						8
{112} 110						8

注:1) 包括 2 个近{113} 110 取向;2) 包括 2 个{332} 113 取向和 2 个{111} 112 取向

可以看出,发生 / 相变时,如果织构遗传没有取向选择性,那么奥氏体再结晶织构{001} 100 将转化为{001} 110、{110} 001 和{110} 110 三个取向密度相当的织构组分;而奥氏体轧制织构中,Copper 织构将主要转化为{112} ~ {113} 110、{110} 110、{210} 120 和{123} 210 四种织构组分,其中以{112} ~ {113} 110 为主,其取向密度是其它组分的两倍;Brass 织构将主要转化为{111} 112 ~ 123、{112} 113、{001} 120 和{001} 110 四种织构,其取向密度依次减弱;S 型织构只有 5 / 24 转化为{112} 113,可见 S 型织构虽然在奥氏体轧制织构中最强,但在 / 相变过程中却被严重分散,故其遗传性较弱;Goss 织构将均等地转化为{001} 100、{111} 110 和{112} 110 三种织构组分。

表 2 所示的仅仅是在 / 相变时,织构遗传不存在取向选择性的理想情况,而在热轧钢板的实际相变过程中,形核的取向选择性以及晶粒长大的取向选择性是客观存在的^[4,7,8],这对热轧钢板的最终织构特征具有非常重要的影响。有研究表明,热轧钢板在奥氏体再结晶区终轧后的相变织构主要体现为{001} 110 和{110} 110,其中{001} 110 组分占有绝对优势,而且随着终轧温度降低,{110} 110 组分有进一步减弱甚至消失的趋势^[4,9];热轧钢板在奥氏体非再结晶区轧制后的相变织构主要体



现为 $\{112\} \sim \{113\} 110$ 和 $\{332\} 113$ 两种组分^[6,9,10],它们分别由 Copper 型织构和 Brass 型织构相变而来;除了这两个组分外,也有文献强调了 $\{001\} 110$ ^[4,5]和 $\{112\} 113$ ^[7]的存在,而且认为它们是由 Brass 型奥氏体织构相变而来的。从文献提供的 $\Theta_2 = 45^\circ$ ODF 图(图 1^[10])可以看出, $\{001\} 110$ ($\phi_1 = 0^\circ, \Theta = 0^\circ, \phi_2 = 45^\circ$)和 $\{112\} 113$ 织构 ($\phi_1 = 31^\circ, \Theta = 35^\circ, \phi_2 = 45^\circ$)在奥氏体非再结晶相变织构中是客观存在的,只是取向密度比 $\{112\} \sim \{113\} 110$ 和 $\{332\} 113$ 弱而已。同时,从表 2 可以看出, $\{112\} 113$ 并不完全来自 Brass 型织构,它还可能来自 S 型织构,这也是 S 型织构能够遗传下来的唯一较明显的相变织构组分。另外, G_{Oss} 织构在发生相变时倾向于形成 $\{111\} 110$ ^[5],这一组分只有在奥氏体非再结晶区变形量不是很大而 G_{Oss} 织构尚未变得很弱时才有可能出现。

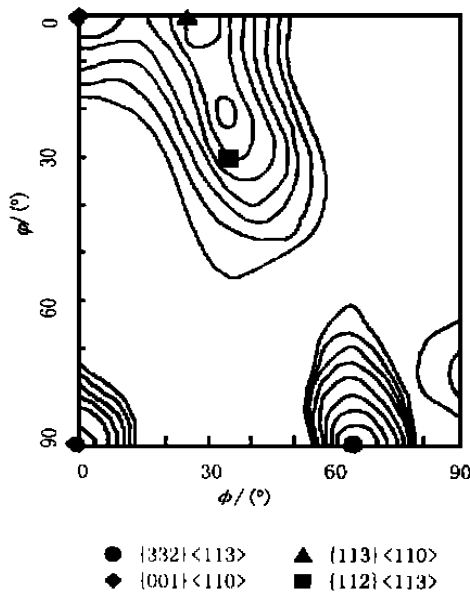


图 1 奥氏体非再结晶区轧制相变织构的 $\Theta = 45^\circ$ ODF 图

2.3 铁素体轧制织构

在钢的控轧控冷中,为了改善组织和力学性能,往往采取两相区或铁素体区轧制,它们都涉及铁素体变形从而产生较强的铁素体轧制织构。

钢的铁素体温轧和铁素体冷轧产生较为相似的铁素体织构^[6,11],即不完整取向线 ($\{001\} 110 \sim \{111\} 110$) 和完整取向线 ($\{111\} 112 \sim \{111\} 110$, 包括 $\{554\} 225$)。有诸多文献^[6,12,13]对铁素体轧制过程中晶粒取向的演变途

径进行了深入细致的理论和实验研究,结果表明铁素体轧制时晶粒取向演变主要有如下两种途径:

- (A) $\{001\} 110 \quad \{001\} 110 \quad \{113\} 110$
 $\{112\} 110 \quad \{223\} 110$
- (B) $\{110\} 001 \quad \{332\} 113 \quad \{554\} 225$
 $\{111\} 112 \quad \{111\} 110 \quad \{223\} 110$

可以看出,铁素体轧制时的最稳定织构取向是 $\{223\} 110$,当铁素体轧制之前的初始织构处在上述 A、B 两条路径上时,均会出现沿 A、B 路径向稳定取向 $\{223\} 110$ 转动的趋势。然而,在实际轧制过程中,这种取向的演变是有条件的,往往不能彻底演变为最稳定取向。所以,钢在铁素体轧制后通常会出现较强的中间状态织构取向,比如 $\{001\} 110$ 、 $\{112\} 110$ 、 $\{554\} 225$ 、 $\{111\} 112$ 和 $\{111\} 110$ 等。

钢的铁素体轧制实践表明^[9,10,14,15],铁素体轧制织构在原有 / 相变织构的基础上,取向峰值分别从 $\{113\} \sim \{112\} 110$ 和 $\{332\} 113$ 移向 $\{223\} 110$ 和 $\{554\} 225$,同时 $\{001\} 110$ 加强,并出现取向线 (ND \parallel 111) 织构, $\{112\} 113$ (不在 A、B 路径上) 有向取向线上的 $\{111\} 112$ 靠拢的趋势。值得提出的是,低碳钢铁素体轧制后取向线较弱,而 IF 钢铁素体轧制后取向线增强很明显,这与 IF 钢中固溶 C 原子的析出有很大关系。

综上所述,热轧钢板织构的形成过程可以根据终轧温度的范围分为四种最基本的类型,即: () 奥氏体再结晶区终轧; () 奥氏体非再结晶区终轧; () 两相 (+) 区终轧; () 铁素体 () 区终轧。它们的主要形成特点和物理过程可总结于表 3。

通常,在奥氏体再结晶区终轧时,由于轧制温度高、再结晶充分,所以奥氏体再结晶织构和相变织构均比较弱。而当在奥氏体非再结晶区轧制甚至在两相区和铁素体区轧制时,轧制织构和最终成品织构则比较强,而且温度越低织构越强^[6,9]。在实际的热轧钢板轧制过程中,其织构的形成过程有时可以归于某种基本类型,而有时则是两种甚至多种基本类型的综合,这就使热轧钢板织构的形成过程进一步复杂化。但是,上述四种基本类型描述了热轧钢板织构形成过程的基本框架,不同的钢种在不同的生产工艺下会呈现各基本过程主要织构的不同强度的组合,这需要根据具体钢种和具体工艺条件进行具体的分析。

表 3 热轧钢板组织的形成特点

基本类型	再结晶区终轧	非再结晶区终轧	(+) 区终轧	区终轧
最终结构	{001} 110	{001} 110)	{001} 110	110 RD
	({110} 110)	{112} ~ {113} 110	{223} 110	111 ND
		{332} 113	{554} 225	
		{112} 113)	111 ND	
		{111} 110)		
物理过程	形变及再结晶 / 相变	形变 / 相变	形变 / 相变 形变	形变

注:括号中的组织表示非主要组织

3 热轧组织的影响因素

3.1 化学成分的影响

化学成分对热轧钢板组织的影响主要体现在以下三个方面:

(1)对奥氏体再结晶的影响。Nb、V 等元素尤其是 Nb,由于细小析出物和固溶拖拽的作用,会阻碍奥氏体再结晶过程,从而使 T_m 提高、奥氏体形变组织加强,进而导致相变组织的加强^[6]。不过,在奥氏体再结晶区轧制或在铁素体区轧制时,Nb的作用明显减弱。研究表明^[9],在 1 020 的奥氏体再结晶区或在 650/630 的铁素体区终轧后,成分相似的低 C 钢和含 Nb 微合金钢的最终组织非常相近。这说明 Nb、V 等元素的作用主要体现在阻碍奥氏体再结晶、强化奥氏体轧制组织进而强化相变组织上。

(2)对 / 相变的影响。文献[16]的研究表明,Mn 在不含 Nb 的低碳钢中对热轧钢板组织的影响规律不明显,但在含 Nb 钢中,Mn 含量的增加使热轧相变组织增强,其中{113} 110 增强较弱,而{332} 113 增强较明显。同时,Ni、Mo、Cr 对热轧钢板组织有类似 Mn 的影响,而且这种影响主要体现在对奥氏体非再结晶区轧制后的相变组织的影响。由于这些元素都具有阻止奥氏体相变、降低相变温度的作用,所以 Inagaki 把这种现象归因于相变温度低可以阻碍相变后铁素体晶粒长大对相变组织尤其是{332} 113 的不利影响。Yutori 和 Ogawa^[17]的工作进一步证实了 Inagaki 的研究结果,他们以含 Nb 的低碳钢为基础,系统地研究了 Mn、Si、Cr、Mo 对热轧钢板相变组织的影响。其研究表明,除了冷却速率特别大的情况外,合金元素增

加使热轧相变组织尤其是{332} 113 组织明显增强,这与 Inagaki 的研究结果是完全一致的。

(3)对铁素体形变的影响。到目前为止的研究结果表明^[18~20],固溶合金元素和二相粒子的存在不会影响铁素体轧制组织的组分。但是,固溶合金元素和二相粒子的存在会影响铁素体晶粒在轧制过程中向稳定取向旋转的程度。文献[12]系统研究了相同压下量下合金元素对钢的铁素体轧制稳定取向{112} 110、{223} 110 的取向密度的影响(图 2)。通过比较可以看出,Ti、Nb、P 的加入有助于铁素体轧制组织向稳定取向转动。Ti 的这种效应被解释为有三种原因:析出固溶的 C; 细小的 TiC 粒子; 强的热轧{113} 110 组织。不过,固溶 Ti 的影响似乎要更大一些。Nb 的影响与 Ti 有相似之处,而 P 则主要在固溶状态发挥作用。由图 2 中 0.05 %C-WQ (Water Quenching) 与 0.05 %C 比较可以看出,固溶 C 原子对铁素体轧制时晶粒的旋转具有很大的阻碍作用。这也是铁素体轧制时 IF 钢的{111}组织明显强于低碳钢的重要原因^[15]。

3.2 加热温度的影响

板坯加热温度降低有利于细化初始奥氏体晶粒,从而使热轧组织增强^[14,16]。但是这种影响不太明显,所以往往被其它重要因素的影响所覆盖^[14]。

3.3 终轧温度的影响

从第 2 节的分析可知,终轧温度对热轧组织具有最根本的影响,其所在范围不同,则热轧组织主要组分也不同。在奥氏体非再结晶区轧制时主要为{001} 110,伴有一定的{110} 110;在奥氏体非再结晶区轧制时主要为{112} ~ {113} 110 和{332} 113,并有一定的{001} 110 和{112} 113 组分;在两相区或铁素体区轧制后主要为{223} 110、{554} 225 以及 取向线和 取向线。而且,从总

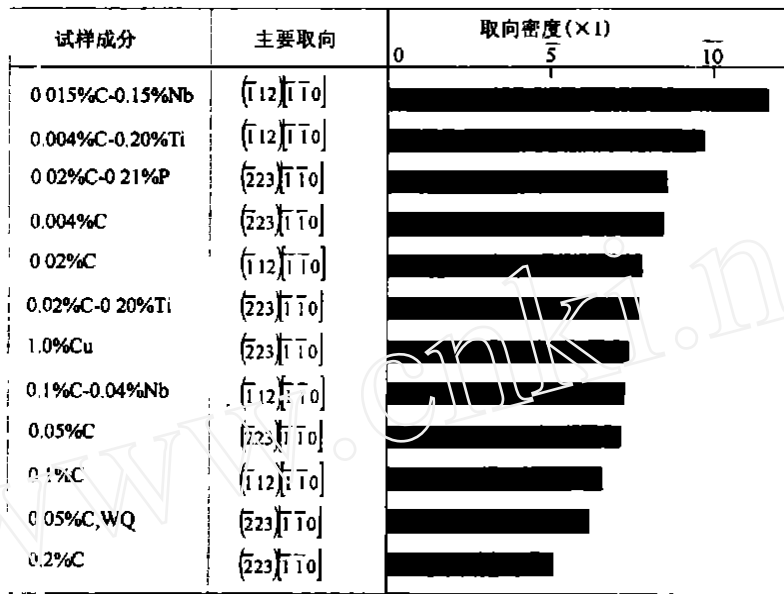


图 2 不同钢中铁素体轧制织构的{112} 110、{223} 110 取向密度

的趋势来看,终轧温度越低、织构越强^[9,14,15]。然而,在不同范围内,终轧温度的高低对热轧织构的影响特点会有所不同。

在奥氏体再结晶区终轧后,热轧钢板的相变织构往往是比较弱的^[6,11]。尽管如此,在这一范围内终轧温度的高低对相变织构强度仍具有较明显的影响,但出现了两种相反的结果。在 Ray^[9]的研究中,采用含 C 量为 0.2% 的碳钢分别在 1020 和 870

终轧(均在奥氏体再结晶区),后者的{001} 110 织构明显强于前者,说明终轧温度降低使热轧织构增强;而在 Butron Guillen^[14]的研究中,采用 IF 钢(0.0038 %C-0.019 %Nb-0.018 %Ti) 分别在 1020、920 和 870 终轧,最终的{001} 110 织构体现为依次减弱,说明终轧温度降低使热轧相变织构减弱。这一矛盾现象尚没有文献进行过解释。作者认为,不同钢种在奥氏体再结晶区其具有{001}

100 取向的晶核在生长时可能会具有不同的取向选择性。当这种取向选择性使{001} 100 减弱时,降低终轧温度会使热轧相变织构加强;当这种取向选择性使{001} 100 增强时,降低终轧温度会使热轧相变织构减弱。其详细机制有待进一步研究。

在奥氏体非再结晶区轧制时,终轧温度降低使热轧相变织构增强,这被解释为终轧温度降低使奥氏体轧制织构增强从而使相变织构也增强^[9]。

在(+)两相区轧制时,最终热轧钢板织构主

要有两个来源:一是奥氏体轧制织构发生相变;二是铁素体轧制织构。在这个范围内,终轧温度的高低会直接影响两种织构来源的相对贡献程度,从而对最终织构特征产生影响^[6]。当终轧温度较高时,前者的贡献较大,而后者的贡献较小,所以最终织构主要体现为奥氏体轧制织构的相变织构;当终轧温度较低时,前者的贡献较小,而后者的贡献较大,所以最终织构主要体现为铁素体轧制织构的特点。

在铁素体区轧制时,随着终轧温度降低,轧制织构增强^[9,14,15]。在这个范围轧制时,超低碳钢^[21]和 IF 钢^[14,15]具有独特的优势,因为随着终轧温度降低,它们的{111}再结晶织构会明显增强,这对深冲性能非常有利。

3.4 轧制速度的影响

众所周知,在奥氏体区轧制时,提高轧制速度有利于细化奥氏体晶粒从而改善成品钢板的力学性能,但对热轧织构的影响尚没有文献报道。文献[22]研究了高纯铁在铁素体区轧制时轧制速度对热轧织构的影响,研究表明:轧制速度提高对轧制织构本身没什么影响,但使得轧制后再结晶织构的{111}组分明显增强。这是由于轧制速度提高使得形变组织中{111}组分的形变储能明显提高,但对{001}、{112}和{110}组分的形变储能没什么影响,这样在铁素体再结晶过程中{111}组分会优先形核、长大,从而使再结晶后的{111}组分增强。因此,提高轧制

速度对于改善铁素体区轧制的超低碳钢和 IF 钢的冲压性能具有非常积极的意义。

3.5 轧后冷却速率的影响

赵鸿金^[23]等针对 SP325 热轧钢板 (0.15 % C-0.20 % Si-1.22 % Mn) 研究了轧后冷却速率对热轧织构的影响。其研究采用 880 终轧 (应为奥氏体再结晶区), 以 5 °C /s、15 °C /s 和 30 °C /s 三种速度进行冷却。结果表明: 钢板织构的主要组分为 {001} 110, 随着轧后冷却速度增大, {001} 110 织构减弱, 主要织构面由 {001} 扩散为 {001}、{115}、{355} 和 {120}, 而织构取向由单一的 110 扩散为 110、111、120、130 和 123 等。这说明热轧钢板在奥氏体再结晶区终轧后, 快速冷却有利于减弱 {001} 110 相变织构, 并扩散为其它织构组分。

在奥氏体非再结晶区终轧后, 冷却速度增大有利于热轧相变织构的增强, 其中 {113} 110 增强较弱, 而 {332} 113 增强明显^[6,24]。研究表明: 当合金元素含量不太高时, 冷却速率提高使 {332} 113 织构明显增强, 而当合金元素含量比较高时, {332} 113 织构保持了较高的强度, 冷却速度的提高已经不能发挥作用。不难推断, 冷却速率与合金元素在对奥氏体非再结晶区终轧后相变织构的影响上具有互补性, 在机理上也具有相似性。冷却速率增大导致 γ 动态相变温度降低, 这使得相变时奥氏体中保留有更多的位错, 这有利于促进 {332} 113 织构的形核^[25]; 同时, 冷却速率提高也抑制了相变后铁素体晶粒的长大, 从而抑制了铁素体晶粒长大对相变织构尤其是 {332} 113 的减弱作用^[10,16]。

在 ($\alpha + \gamma$) 两相区终轧时, 由于加速冷却前已有相当一部分形变奥氏体发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变, 所以冷却速率对相变织构的影响会减弱。Akbarzadeh^[24]等人的研究表明, 含 Nb 微合金碳钢在两相区轧制后, 冷却速率提高仅使最终热轧织构微弱提高。由此也不难推断, 冷却速率对铁素体轧制织构几乎没什么影响。

3.6 润滑的影响

钢板在两相区轧制时表面剪切织构 {110} 会随着铁素体所占比例的增大而增强^[26], 说明热轧钢板表面剪切织构主要是由轧制时的铁素体剪切变形造成的。Baczynski 和 Jonas^[27]的研究也表明, 铁在剪切状态下轧制时其主要织构组分为 {110} 织构。这就说明, 热轧钢板在两相区或铁素体区等有铁素

体参与变形的情况下轧制时, 通过润滑来减轻钢板表面的剪切变形对于改善热轧钢板性能具有重要意义。Hashimoto^[28]等研究了润滑条件对超低碳钢在铁素体区轧制的厚向织构分布的影响, 研究表明: 在无润滑的情况下, 钢板表面与中间层的织构差别很大, {111} 有利织构明显比中间层弱, 而 {110} 织构明显比中间层强, 而且其影响深度高达钢板厚度的 30%; 在有润滑的情况下, 表面和中间的织构非常一致。Baczynski^[29]等在 X80 管线钢两相区轧制研究中也得到极为相似的结论。由于 {110} 织构对钢板成形性能极为不利, 所以对于需要进行两相区或铁素体区轧制的钢种, 最好采用润滑轧制。

4 热轧织构对钢板性能的影响

Ray^[30]采用放松约束方法 (Relaxed Constraint Method), 假设只有单个织构组分, 没有随机背底, 织构取向具有散布宽度为 15 的高斯 (Gaussian) 分布, 模拟了钢板中的各主要织构组分对塑性应变比和屈服强度的影响特点。Inagaki^[31]等人则通过计算与测试方向接近的 100 晶轴的取向密度, 采用脆断取向因子 \cos^2 作为韧性指标, 模拟了各主要织构对钢板韧性的影响特点。

研究结果表明, {001} 110 织构对塑性应变比具有很不利的影响, r_0 和 r_{90} 值几乎为零, $r_{45} = 0.8 \sim 1$; {112} 110、{113} 110 和 {223} 110 对塑性应变比的影响较相似, $r_0 = 0.5$, $r_{90} = 1$, $r_{45} = 2 \sim 3.5$; {111} 112、{111} 110、{554} 225 和 {332} 113 对塑性应变比较为有利, $\bar{r} = 2.5$, 其中 {111} 110 在 30° 和 90° 方向上 r 值较大, 而 {111} 112 在 0° 和 60° 方向上 r 值较大, {554} 225、{332} 113 的 r 值波动趋势与 {111} 112 类似, 但 r_{30} 明显较小而 r_{90} 明显较大, 体现了较大的平面各向异性; {110} 001 的 r_0 和 r_{45} 均小于 1, 而 r_{90} 却大于 20, 尽管其 \bar{r} 很大, 但制耳参数 r 也很大, 对钢板成形性能极为不利。

{001} 110、{111} 110、{111} 112、{554} 225 和 {332} 113 对屈服强度的影响不明显; {112} 110、{113} 110 和 {223} 110 使 90° 方向上的屈服强度明显提高, 而 {110} 001 则使 60° 方向上的屈服强度明显提高, 这导致屈服强度的各向异性, 对成形性能不利。

{001} 110、{112} 110、{113} 110 和 {223}



110 对韧性的影响特点类似,即在 45° 方向体现为较大的脆性,其中 {223} 110 对钢板韧性最有利。{111} 112、{554} 225 和 {332} 113 对韧性的影响特点较为相似,即 0° 和大约 60° 方向脆性较大,而 30° 和 90° 方向脆性较小;{110} 001 织构对钢韧性的影响最为不利,虽在约 55° 方向出现很好的韧性,但在 0° 方向出现了很高的脆性。

综上所述可以看出,热轧钢板织构从最理想到最不理想的排列顺序应为: {111} 110、{111} 112、{554} 225、{332} 113、{223} 110、{112} 110、{113} 110、{001} 110、{110} 001,这可以作为热轧钢板织构优化的依据。

5 结论

(1) 热轧钢板的奥氏体再结晶相变织构主要体现为 {001} 110 织构,而奥氏体非再结晶相变织构则主要体现为 {112} ~ {113} 110 和 {332} 113 织构,同时也会出现 {001} 110 和 {112} 113 组分;则主要体现为 {112} ~ {113} 110 和 {332} 113 织构,同时也会出现 {001} 110 和 {112} 113 组分;在两

相区或铁素体区轧制时会出现 {001} 110、{223} 110、{554} 225、{111} 112 和 {111} 110 等组分。

(2) 化学成分对热轧钢板织构的影响主要体现在阻止奥氏体再结晶、阻止 α/γ 相变和影响铁素体变形时晶粒的旋转三个方面;终轧温度对热轧织构特征具有最根本的影响,其总的趋势是终轧温度越低,织构越强,但在不同范围内,其影响的具体特点会有所不同;超低碳钢和 IF 钢在铁素体区轧制时,提高轧制速度有利于增强 {111} 再结晶织构;轧后快速冷却有利于减弱奥氏体再结晶相变织构 {001} 110,同时可增强奥氏体非再结晶相变织构 {332} 113,但对铁素体轧制织构没什么影响;在两相区或铁素体区轧制时,有效的润滑可以避免钢板表层出现不利的 {110} 剪切织构。

(3) 综合考虑对热轧钢板塑性应变比、屈服强度和韧性的影响,热轧织构从最理想到最不理想的排列顺序为: {111} 110、{111} 112、{554} 225、{332} 113、{223} 110、{112} 110、{113} 110、{001} 110、{110} 001。

参考文献:

- [1] Haslam K, Coleman T, Dulieu, et al. Deformation and Recrystallization Textures in Metals and Their Industrial Applications [C]. European Colloq. On Textures, 1973:369.
- [2] Davies GJ, Dallend J S, Ruberg T. Deformation and Recrystallization Textures in Metals and Their Industrial Applications [C]. European Colloq. On Textures, 1973:299.
- [3] Hu H, Cline R S, Goodman S R. Recrystallization Grain Growth and Textures [C]. Metals Park, OH, American Society for Metals, 1965:295.
- [4] Savore J, Ray R K, Butron - Guillen M P, Jonas J J. Comparison between Simulated and Experimental Transformation Textures in a Nb Microalloyed Steel [J]. Acta. Metall. Mater, 1994, 42(7):2511—2523.
- [5] Butron - Guillen M P, Jonas J J, Ray R K. Effect of Austenite Pancaking on Texture Formation in a Plain Carbon and a Nb Microalloyed Steel [J]. Acta. Metall. Mater, 1994, 42(11):3615—3627.
- [6] Ray R K, Jonas J J. Transformation Textures in Steels [J]. International Materials Reviews, 1990, 35(1):1—36.
- [7] Butron - Guillen M P, Da Costa Viana C S, Jonas J J. A Variant Selection Model for Predicting the Transformation Texture of Deformed Austenite [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 1997, 28A:1755—1768.
- [8] Jonas J J, Wittridge N J. The Role of In-plane Dislocation Reactions During the Transformation of Hot Rolled Austenite [A]. Proceedings of the Twelfth International Conference on Textures of Materials [C]. 1999:1049—1058.
- [9] Ray R K, Butron - Guillen M P, Jonas J J, et al. Effect of Controlled Rolling on Texture Development in a Plain Carbon and a Nb Microalloyed Steel [J]. ISIJ International, 1992, 32(2):203—212.
- [10] Inagaki H. Textures of Materials [C]. In Proc. 6th Int. Conf. The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1981, 1:149—163.
- [11] Wolfgang Bleck, Rolf Groterlinden, Ulrich Lotter, et al. Textures in Steel Sheets [J]. Steel Research, 1991, 62(12):580—586.
- [12] Inagaki Hirotsuke. Fundamental Aspect of Texture Formation in Low Carbon Steel [J]. ISIJ International, 1994, 34(4):313—321.

- [13] Toth L S, Jonas J J, Daniel D, et al. Development of Ferrite Rolling Textures in Low and Extra Low - Carbon Steels[J]. Metallurgical Transactions, 1990, 21A :2985—3000.
- [14] Butrón - Guillén M P, Jonas J J. Effect of Finishing Temperature on Hot Band Textures in an IF Steel[J]. ISIJ International, 1996, 36, (1) :68—73.
- [15] Takehide Senima, Kaoru Kawasaki. Texture Formation in Ti-bearing IF Steel Sheets Throughout the Rolling and Annealing Processes in Terms of the Influence of Hot Rolling Conditions on Deep Drawability[J]. ISIJ International, 1994, 34(1) :51—60.
- [16] Inagaki H. Textures of Materials[C]. In Proc. 5th Int. Conf. , Springer-Verlag, Berlin, 1978, 2:157.
- [17] Yutori T, Ogawa R. Textures of Materials[C]. In Proc. 6th Int. Conf. , The Iron and Steel Institute of Japan. Tokyo, 1981, 1:669.
- [18] Christian Klinkenberg, Dierk Raabe, Kurt Lucke. Influence of Volume Fraction and Dispersion Rate of Grain-Boundary Cementite on the Cold-Rolling Textures of Low-Carbon Steel[J]. Steel Research, 1992, 63(6) :263—269.
- [19] Schlippenbach U Von, Emren F, Lucke K. Investigation of the Development of the Cold Rolling Texture in Deep Drawing Steels by ODF-Analysis[J]. Acta. Metall. Mater. , 1986, 34(7) :1289—1301.
- [20] Rudolf Kern, Hsiao Ping Lee, Hans-Joachim Bunge. The Rolling Texture of Iron of Different Purities[J]. Steel Research, 1986, 57, (11) :563—571.
- [21] Nakamura T, Esaka K. Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and Other Metals[C]. In Proc. Int. Conf. , The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, 2:644.
- [22] Matsuoka S, Sakata K, Satoh S, et al. Effect of Hot-Rolling Strain Rate in the Ferrite Region on The Recrystallization Texture of Extra-Low C Sheet Steels[J]. ISIJ International, 1994, 34(1) :77—84.
- [23] 赵鸿金, 朱伏先, 李静姍, 等. 轧后冷却对 SP325 热轧钢板织构与深冲性能的影响. 钢铁, 1994, 29(7) :36—40.
- [24] Akbarzadeh A, Jonas J J. Effect of Thermomechanical Processing on Texture and Microstructure in a Nb Microalloyed Steel [A]. Proceedings of the 11th International Conference on Textures of Materials[C]. 1996:683—688.
- [25] Butrón - Guillén M P, Da Costa Viana C S, Jonas J J. Effect of Slip Activity on Variant Selection During the α -Transformation[A]. Proceedings of the 11th International Conference on Textures of Materials[C]. 1996:604—609.
- [26] Mishra Sanak, Därmann C. Role and Control of Texture in Deep-drawing Steels[J]. International Metals Reviews, 1982, 27(6) :307—320.
- [27] Baczynski J, Jonas J J. Texture Development During the Torsion Testing of α -Iron and Two IF Steels[J]. Acta. Metall. Mater. , 1996, 44, (11) :4273—4288.
- [28] Hashimoto S, Yakushui. T, Kashima Z, et al. Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels and other Metals [C]. In Proc. Int. Conf. , The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, 1988, 2:652.
- [29] Baczynski GJ, Jonas J J, Collins L E. Through Thickness Inhomogeneity of the Texture Developed in High Strength Linepipe [A]. Proceedings of the Twelfth International Conference on Textures of Materials[C]. 1999:1230—1235.
- [30] Ray R K, Jonas J J, Butrón - Guillén M P, et al. Transformation Textures in Steels[J]. ISIJ International, 1994, 34(12) :927—942.
- [31] Inagaki H, Kurihara K, Kozasu I. Trans. Iron Steel Inst. Jpn, 1974, 1:325.

编辑 雷念慈

收稿日期:2001-02-19