

## 高硅耐磨铸钢的研究进展

钢铁材料具有生产规模大、易于加工、性能可靠、使用方便、价格低廉和便于回收等特点，仍是占主导地位的工程材料。钢的各种合金元素中，硅是最廉价的元素之一。一般条件下，硅超过一定数量后，对钢的力学性能特别是韧性会产生有害的影响，因此，硅元素在普通低合金钢中的加入量被严格限制在较低的范围内。近年来，以硅为主要合金元素，利用硅在等温转变过程中强烈抑制碳化物析出的特点进行等温淬火，得到由无碳化物贝氏体和被碳、硅稳定化了的奥氏体组成的奥—贝双相组织，受到了国内外的广泛重视。这种组织具有优异的综合机械性能，即高的强度、硬度以及良好的冲击韧性，是一种在耐磨领域极具研究和开发价值的新材料，同时，高硅铸钢是一种廉价的新型材料，所需添加的合金元素仅为 1.5~3.5% 的硅，其它的合金元素很少或根本不需添加，因而具有极高的性能价格比。目前国内外在高硅铸钢研究方面做了大量的工作，取得了一些成果。通过介绍这种材料的组织和性能，并提出进一步改善高硅铸钢强韧性的途径，对于高硅铸钢的推广应用将具有积极的意义。

### W (Si) 对高硅铸钢组织和性能的影响

硅是高硅铸钢中的主要合金元素， $w(\text{Si})$  对高硅铸钢的组织和性能具有重要的影响。陈祥等人研究了硅对等温淬火高硅铸钢组织和性能的影响。随着  $w(\text{Si})$  的增加，抗拉强度随之降低，硬度值几乎不变，而冲击韧性先逐渐提高，继而又有所下降。 $w(\text{Si})$  为 2.64% 左右时，可以得到完全由贝氏体铁素体和富碳残余奥氏体组成的无碳化物奥—贝组织。 $w(\text{Si})$  过低，组织中会出现马氏体； $w(\text{Si})$  过高，组织中会出现残留的未转变奥氏体组织，这是因为硅的加入改变了材料相变的热力学和动力学条件，阻碍了碳化物的生成。由于渗碳体的形成要靠碳原子的扩散和硅原子的位移，在等温温度范围内，间隙原子碳的扩散较为容易，而置换原子硅的扩散则非常困难。硅一方面是形成封闭相区的元素，另一方面又是非碳化物形成元素，且在碳化物中的溶解度远低于其在铁素体中的溶解度，这样在贝氏体前沿由扩散控制的排硅过程就成为渗碳体析出的制约因子，因此使奥—贝组织转变初期仅由无碳化物贝氏体和富碳的未转变奥氏体组成。荣守范等人的研究结果也证实  $w(\text{Si})$  提高，合金韧性增加。

### 等温淬火高硅铸钢的组织和性能

目前，在改善高硅铸钢的组织和性能方面，国内外做了大量的工作，取得了一系列的成果。徐继彭等人选择高碳（0.75%）高硅（2.4%）铸钢，在 280~360℃ 范围内进

行等温淬火处理后,详细研究了等温淬火工艺对奥—贝高硅铸钢组织和性能的影响,合金详细成分见表1。等温淬火后可以获得无碳化物析出的奥氏体—贝氏体组织,且随着等温淬火温度的升高,贝氏体形貌由针状下贝氏体逐渐向羽毛状上贝氏体转变。试验结果还表明,等温淬火工艺对力学性能的影响较复杂,见图1~图4。奥氏体化温度和时间为 $900^{\circ}\text{C}\times 120\text{min}$ 、等温淬火温度和时间为 $320^{\circ}\text{C}\times 120\text{min}$ 时,可以获得较佳的综合力学性能。

表1 高硅铸钢化学成分(WB) %

C	Si	Mo	Ca	P	S	Fe
0.75	2.4	0.3	0.5	<0.04	<0.04	剩余

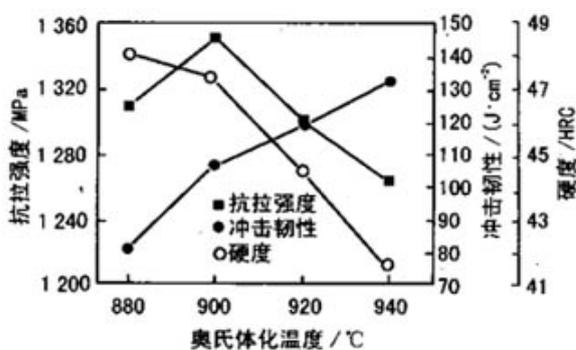


图1 奥氏体化温度对力学性能的影响

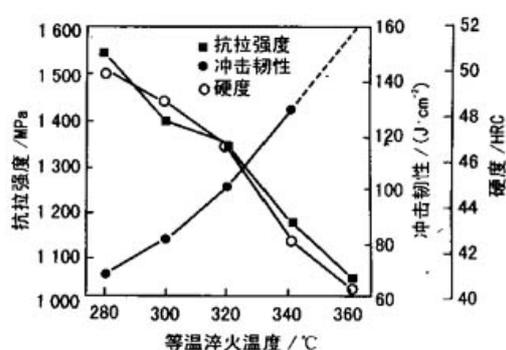


图2 等温淬火温度对力学性能的影响

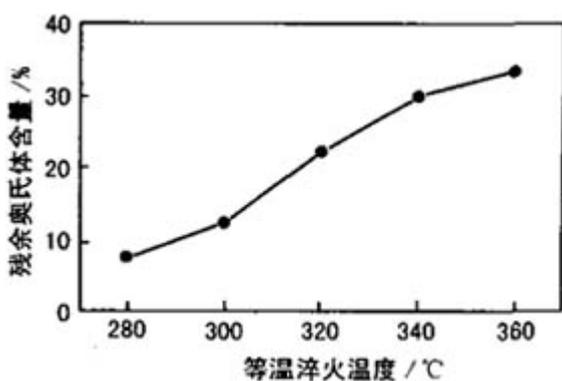


图3 等温淬火温度对残余奥氏体含量的影响

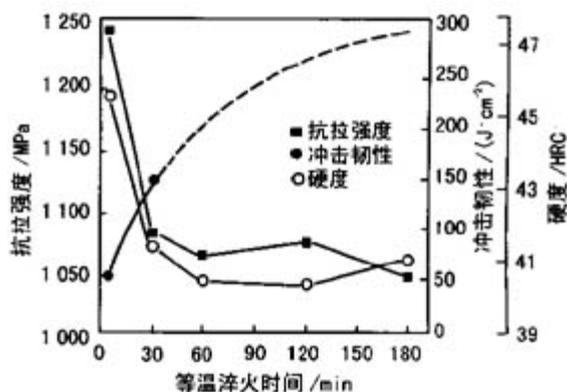


图4 等温淬火时间对力学性能的影响

注:残余奥氏体含量为体积分数

研究结果也发现,等温温度是影响高硅铸钢机械性能最显著的因素。随着等温温度的提高,材料的抗拉强度和硬度下降,而冲击韧性先是增加,达到一最高值后开始下降。在 $320^{\circ}\text{C}$ 等温时,奥贝组织具有最佳的冲击韧性,抗拉强度和硬度值较等温温度更低时下降幅度不大,并且有一定的延伸率;等温温度低于 $280^{\circ}\text{C}$ 时,抗拉强度和硬度较高,但韧性和塑性很差;等温温度高于 $360^{\circ}\text{C}$ 时,虽然材料仍有高的韧性,但牺牲了材料的

抗拉强度和硬度。归纳得出在 320℃左右等温时,可以获得最佳强韧性配合的高硅铸钢。

### 高硅铸钢的断裂韧性和疲劳性能

#### 1、高硅铸钢的断裂韧性

目前,高硅铸钢断裂韧性的文献报道较少。Putatunda 对一种含  $w(C)$  1.0%和  $w(Si)$  2.5%的高碳高硅钢的断裂韧性进行了深入研究。当钢中贝氏体组织是上贝氏体,残留奥氏体(A)为 35%左右,而奥氏体中  $w(C)$  大约为 2%时,获得了最高的断裂韧性。对于奥氏体含量为 30%-40%时断裂韧性最好的现象,在等温淬火奥贝球铁(简称 ADI)中也有类似的发现,而且在 ADI 中下贝氏体断裂韧性优于上贝氏体,而高硅钢中恰好相反。Prasad and Putatunda 在研究 ADI 时已经发现,25%A 时断裂韧性最好,同时尽可能提高奥氏体中  $w(C)$ ,有利于改善断裂韧性。该作者在另外一篇文献报道了通过不同温度等温淬火后发现,ADI 中有 30%A,而且 A 中  $w(C)$  超过 1.8%时,断裂韧性最好。Putatunda 还研究了  $w(Mn)$  2%和  $w(Si)$  3%的铸钢的显微组织对断裂韧性结果的影响表明,在 1010℃奥氏体化 2h 后,随后在 316℃等温 6h,可以获得残留奥氏体大于 80%的基体组织,基体中大量的奥氏体使钢基本上无磁性,等温淬火可以导致材料的机械性能和断裂韧性明显地改善,同时指出这种钢有望在海军、航空以及汽车等领域广泛应用。

黄维刚等人也研究了硅对贝氏体钢的组织 and 强韧性的影响。结果表明,  $w(Si)$  为 1.4~1.8%时,钢中的贝氏体组织是由残余奥氏体和无碳化物贝氏体组成。高硅中低碳钢和中碳钢的断裂韧性分别达到  $119 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $73 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,显著高于  $w(Si)$  低的钢。此外,  $w(Si)$  增加,可使钢在高强度下仍具有高的韧性。对中低碳钢来说,  $w(Si)$  为 1.4%和 1.8%时,断裂韧性分别为  $114 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$  和  $119 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ,高于  $w(C)$  相同的低硅钢。 $w(Si)$  为 1.8%的中低碳钢,在冷速为  $46^\circ\text{C}/\text{min}$  时,由于出现少量的先共析铁素体而使韧性降低,但降低幅度不大。中碳高硅钢在强度高于低硅钢的条件下,断裂韧性可达到  $73 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。其中高硅钢在硬度(55HRC)显著高于低硅钢(48HRC)时,断裂韧性仍然较高,  $K_{Ic}$  达到  $66 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。虽然单从韧性看,与低硅钢( $K_{Ic}=63 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ )没有明显差别,但从强度和韧性的综合关系看,高硅钢的性能优于低硅钢,由此可见,增加适量的硅对贝氏体的韧性是有利的。高硅钢的高韧性与微观组织密切相关。 $w(Si)$  低时,钢中贝氏体为典型的下贝氏体,铁素体条片内分布有片状渗碳体,这种碳化物的存在将促使裂纹的形成与扩展,对钢的韧性不利; $w(Si)$  较高时,由于硅对碳化物析出的阻碍作用,使未转变的残余奥氏体富碳,得到无碳化物贝氏

体。铁素体条片间或条片内的残余奥氏体取代了渗碳体，消除了渗碳体的有害作用。这种位于铁素体条片间的残余奥氏体对钢的强韧性产生有利作用，因为这种残余奥氏体富碳程度较高，同时受到周围铁素体片条的约束，稳定性相对较高。受到外力的作用时，塑性较好的残余奥氏体对扩展的裂纹尖端有钝化作用，或者在裂尖应力场的作用下诱发马氏体相变，这都能增加裂纹扩展的阻力，提高钢的韧性。

## 2、高硅铸钢的疲劳性能

关于高硅铸钢疲劳性能的研究，目前国内外文献报道较少。一些文章介绍了高硅奥—贝双相钢接触疲劳特性，试验结果见表 2，表中看出奥—贝钢具有优良的抗疲劳性能。材料的接触疲劳失效包括裂纹萌生、扩展及最后断裂。一般认为裂纹形核抗力主要取决于剪切强度，裂纹扩展抗力则主要取决于韧性。奥—贝钢在 245~320℃温形成的奥—贝组织接触疲劳寿命并不随硬度、强度增加而单调升高，而是取决于组织的强度、韧性及其配合。320℃等温的奥—贝组织，强度和硬度最低，易于萌生疲劳裂纹，尽管它的塑性和韧性很高，对抑制裂纹扩展有利，但剥落属于应力疲劳的范畴，疲劳裂纹的萌生是主导过程，因而接触疲劳寿命低。245℃和 280℃等温的奥—贝组织，强度和硬度明显提高，但前者的塑性和韧性显著降低，而后者的仍保持塑性和韧性较高水平，同时具有超高强度和良好的韧性配合，因此能抑制疲劳裂纹的萌生与扩展，接触疲劳寿命最高，因而是获得高接触疲劳性能最理想的组织。

表 2 奥—贝钢及 20CrMnTi 和 SCM420H 钢碳氮共渗后的接触疲劳试验结果

材 料	组 织	硬 度 /HRC	循 环 次 数		
			12 000 × 10 <sup>5</sup>	11 000 × 10 <sup>5</sup>	
奥 贝 钢	245℃等温	A+B+少量M	54~56	3.58	4.0
	280℃等温	A+B	50~52	6.4	17.84
	320℃等温	A+B	44~46	1.4	2.08
	淬火+回火	M <sub>70</sub> +少量A	58~60	2.6	3.1
20CrMnTi	表层: M <sub>70</sub> +A+	表层:	58~62	2.54	3.65
	Fe <sub>3</sub> (C,N)				
SCM420H	表层: M <sub>70</sub> +A+	表层:	58~62	3.78	3.92
	Fe <sub>3</sub> (C,N)				

谭若兵对贝氏体钢的疲劳性能研究表明，同一种材料（40CrMnSiMoV）通过不同的热处理方法获得准贝氏体组织和马氏体组织，两种组织分别进行力学性能、光滑（ $\delta-1$ ）和缺口（ $\delta-1N$ ）及冲击疲劳试验，在马氏体组织的强度高于准贝氏体钢强度时，测得准贝氏体组织的疲劳强度（ $\delta-1$ ）、（ $\delta-1N$ ）及冲击疲劳强度却高于马氏体组织，说明准贝氏体组织具有较高的疲劳性能。宋国样等人研究了 ZL-B 铸钢车轮材料的接触疲劳性能，

发现接触疲劳寿命较低的试样，其裂纹常出现在非金属夹杂物附近，这将使裂纹以更快的速度扩展。能谱分析表明，夹杂物的主要化学成分为  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{SiO}_2$  等聚集性化合物，这些都是炼钢时钢中的非金属夹杂物。当这些夹杂物正好处于试样表层的金属中时，将促使疲劳裂纹形成和扩展，从而使接触疲劳寿命降低。由此可见，在冶炼时进一步清除钢液中的非金属夹杂物也是提高高硅铸钢接触疲劳抗力的重要措施。

### 高硅铸钢变质处理和淬火预处理

#### 1、高硅铸钢变质处理

钢铁材料中加入微量稀土元素，有利于改善铸态结晶组织、细化晶粒、净化晶界、去除有害夹杂、提高铸钢的韧性。在钢洁净度不断提高的今天，稀土元素在钢中的作用将更好地得到发挥。稀土在钢中的净化作用主要表现在：可深度降低钢中  $w(\text{O})$  和  $w(\text{Si})$ ；降低磷、硫、氢、砷、锑、铋、铅、锡等低熔点元素的有害作用。铸钢中加入稀土的同时，还加入 V、Ti、B、Ca、Nb 等微合金元素，可以进一步细化晶粒，消除铸态粗大的柱状晶和树枝状组织，提高铸钢韧性。已有研究发现，微量铈对贝氏体钢有显著的韧化效应和强化效应，可以显著提高冲击破断的撕裂功和裂纹失稳扩展功，极强烈地减慢裂纹扩展速率。微量铈提高了静力拉伸的均匀塑性和均匀强度及形变硬化指数与形变硬化系数。微量铈还可以减低钢基体相的裂纹敏感性，提高了基体相的滑移拉延能力，使冲击断口出现拉延舌和撕裂口特征。王晓颖等人研究了 RE—B 对 Si—Mn 铸钢强韧性的影响，微量元素的加入，使马氏体 Si—Mn 铸钢各项力学性能指标均得到改善，其中尤以韧性提高最为显著。RE—B 复合处理明显优于 RE 或 B 单一处理，从综合力学性能来看，RE—B 复合处理最好。

#### 2、高硅铸钢淬火预处理

研究还发现，高硅铸钢淬火前进行预处理，可以明显改善其组织，提高综合力学性能。高硅铸钢淬火加热前，添加  $760^\circ\text{C} \times 2\text{h}$  的珠光体化预处理，硬度值变化不大，但冲击韧性明显提高，见图 5。珠光体化预处理明显改善高硅铸钢韧性的主要原因是由于铸造贝氏体钢的铸态组织主要以非平衡组织（马氏体、贝氏体和魏氏组织）为主，非平衡组织加热时容易在其板条界上形成针状奥氏体晶核，这种针状晶核在进一步加热或保温时会很快地长大、合并，形成新的奥氏体晶粒，其尺寸基本恢复原奥氏体晶粒尺寸，出现粗晶组织遗传现象，对铸态贝氏体钢进行一次珠光体化预处理，消除了非平衡组织，使原有的板条不复存在，而得到了与旧奥氏体晶粒之间无晶体位向关系的平衡组织珠光体。所以重新加热后，针状奥氏体晶核便失去了形成条件，而在珠光体的铁素体和碳化

物界面上创造了形成大量球状奥氏体晶核的条件,这些球状奥氏体晶核则是按无序机理转变,而且各球状奥氏体晶核相互间也无严格的位向关系,因而进一步加热或保温时,在旧奥氏体晶粒范围内就长成了若干个彼此无严格晶体位向关系因而与旧奥氏体晶粒也无位向关系的新的等轴晶粒,从而细化了晶粒。因此,要切断旧奥氏体晶粒的遗传,关键在于切断新旧相晶体位向关系。珠光体化预处理正好切断了这种晶体位向关系,因而达到了消除组织遗传的效果,细化了晶粒,提高了韧性。

图 5 珠光体化预处理对高硅铸钢冲击韧性的影响

材 料	组 织	硬度/HRC	循环次数		
			12 000 × 10 <sup>5</sup>	11 000 × 10 <sup>5</sup>	
奥 贝 钢	245 °C 等温	A + B + 少量 M	54 ~ 56	3.58	4.0
	280 °C 等温	A + B	50 ~ 52	6.4	17.84
	320 °C 等温	A + B	44 ~ 46	1.4	2.08
	淬火 + 回火	M <sub>30</sub> + 少量 A	58 ~ 60	2.6	3.1
20CrMnTi	表层: M <sub>30</sub> + A + Fe <sub>3</sub> (C, N)	表层:	2.54	3.65	
		58 ~ 62			
SCM420H	表层: M <sub>30</sub> + A + Fe <sub>3</sub> (C, N)	表层:	3.78	3.92	
		58 ~ 62			

赵宇等人的研究结果也显示,扩散退火之后,铸造贝氏体钢冲击韧性提高了一倍多,弯曲强度提高了 17%。认为性能提高的原因是经扩散退火以后,碳和杂质能充分扩散,使晶界处杂质减少,其对晶界的不利影响减轻了,同时合金元素也有一定程度的扩散,使淬透性提高,同样可提高其强韧性。最近研究发现,提高正火温度有利于改善贝氏体钢铸造组织遗传性,奥氏体化温度在  $Ac_{3+}$  (100~200°C) 有明显的细化晶粒作用。正火温度由 880°C 提高到 1080°C 时,贝氏体钢的冲击韧性由 20.3J/cm<sup>2</sup> 提高到 35.6J/cm<sup>2</sup>。

### 结语

高硅耐磨铸钢是一种优良的耐磨材料,具有良好的强韧性和耐磨性,为了扩大其应用范围,有必要进一步加强以下几方面的研究:

(1) 高硅耐磨铸钢磨损机理研究: 高硅耐磨铸钢优异的耐磨性除了本身具有高硬度和高强韧性外,基体组织中较多的奥氏体在磨损条件下是否发生相变、相变条件以及相变对耐磨性的影响规律值得进行深入研究。

(2) 高硅耐磨铸钢纯净化研究: 高硅耐磨铸钢的内在质量与钢液的纯净度有很大的关系,钢水中的非金属夹杂物导致产品性能的恶化、内在品质的下降,同时非金属夹杂物有助于气孔的形成及降低铸件的致密度。提高钢液的纯净度主要集中在尽量减少钢中杂质元素的含量及严格控制钢中夹杂物两方面。

(3) 高硅铸钢成分优化。化学成分特别是  $w(\text{Si})$  和  $w(\text{C})$  对高硅铸钢断裂韧性和疲劳性能影响较大,但目前有关化学成分对高硅铸钢断裂韧性和疲劳性能影响的研究工作并不多见,不利于高硅强韧铸钢的开发,在若干试验基础上,进一步优化高硅铸钢成分,有利于改善高硅铸钢性能。

(4) 高硅耐磨铸钢热处理工艺研究,高硅铸钢生产过程中存在等温淬火温度稳定性差、产品性能波动大等不足,开发复合热处理工艺,有利于稳定等温淬火温度,提高高硅耐磨铸钢性能。