·资 料·

钒微合金化少珠光体铸钢的强化

Михалев, М.С.等

用钒微合金化热轧钢及正火钢可提高强度性质。此时，主要是在铁素体基体中析出细而分散的碳化物微粒起强化作用[1]。

在少珠光体铸钢中，添加钒产生的强化作用波动很大，在许多情况下，花费昂贵稀缺的钒而没有提高钢的强度，这是完全可能的。因此，弄清楚添加钒强化少珠光体铸钢的最佳条件是十分有意义的。

研究了不同化学成份的低碳铸钢的机械性能。在感应炉内炼钢，每炉钢水分为两部分，其中一部分加钒。钢水浇铸成梅花状标准试样，坯料在950℃正火，保温1 h后作为原始试样，并测定其机械性能。加钒的强化作用用加入0.1%的钒引起的屈服极限增量计算。用膨胀法测定奥氏体分解温度，试样按1 ℃/s的冷却速度冷却。该冷却速度相当于测定机械性能的坯料在650～550℃范围内的冷却速度。用电子显微镜УЭМВ-100K在碳复膜上测定碳化物粒子的分布、密度及大小。

表1列出钢的化学成分。图1，2是加入0.1%V时，屈服极限的增量与钢中碳、锰含量间的关系。表2列出其它钢种的屈服极限增量及冷却时奥氏体的开始转变温度。

由研究结果可知，钢中加钒的强化作用，仅在非合金化钢的含碳量大于0.13～0.14%时才开始显现出来。当钢中含碳量低时，钒作为强化元素并非有效。如果在含碳量低时，添加锰进行合金化，当Mn>1.3～1.4%时，显现出强化作用。而且，如果合金化的钢含有1.66% Mn及0.44%Cr时，则添加钒的强化作用与含碳量无关（在0.04～0.16%C范围内）。

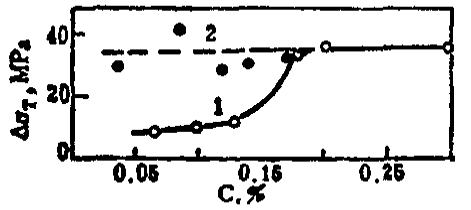

图1 加入0.1%V，屈服极限增量与钢中含碳量的关系
1. 钢中含Mn 0.63%，Cr 0.15%
2. 钢中含Mn 1.66%，Cr 0.44%

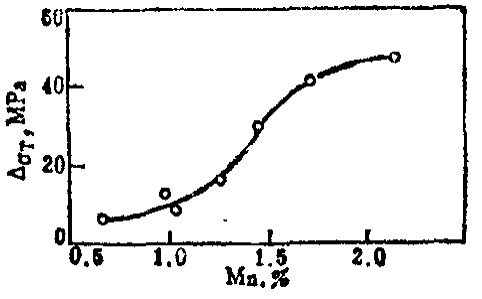

图2 加入0.1%V，屈服极限增量与钢中含锰量的关系
钢中含0.08%C，0.5%Cr

正如文献[1]所指出，碳化物的强化作用主要是与铁素体基体中析出的细而分散的微粒有关，钒合金化的少珠光体钢的强化与奥氏体的分解温度有关。

图3示出加入0.1%V产生的屈服极限增量与奥氏体开始分解温度的关系。由图可知，若开始转变温度（在所定的冷却速度下）高于780～790℃，钒的强化作用不明显；当转变温度为760～620℃，钒的强化作用最大；奥氏体分解温度在580～460℃时，钒合金化钢的强化作用不明显。

电子显微镜的研究表明，奥氏体的分

钢的化学成份（wt%）　　表1

钢　号	C	Mn	Cr	V	Mo	Ni	所研究的元素
60ХГЛ	0.080	×	0.5	0；0.12	—	—	Mn：0.066；1.0；1.06；1.26；1.45；1.72；2.17
Л	×	0.63	0.15	0；0.12	—	—	C：0.06；0.10；0.13；0.18；0.20；0.30
ХГ2Л	×	1.66	0.44	0；0.14	—	—	C：0.040；0.085；0.12；0.14；0.17
06Л	0.067	0.63	—	×	—	—	V：0；0.11
08Л	0.098	0.66	—	×	—	—	V：0；0.12
13Л	0.13	0.63	—	×	—	—	V：0；0.11
10ГЛ	0.095	1.26	—	×	—	—	V：0；0.12
08ХГЛ	0.090	1.00	0.58	×	—	—	V：0；0.06
08ГЛ	0.096	1.22	0.46	×	—	—	V：0；0.10
04ХГЛ	0.038	1.76	0.46	×	—	—	V：0；0.14
12ХГЛ	0.096	1.63	0.59	×	—	—	V：0；0.11
08Г2Л	0.084	1.75	0.45	×	—	—	V：0；0.14
08ХГ2Л	0.086	2.25	0.46	×	—	—	V：0；0.14
06ХГНЛ	0.071	0.94	0.74	×	—	0.98	V：0；0.14
08ХГМЛ	0.090	1.22	0.51	×	0.27	—	V：0；0.10
20ГЛ	0.19	1.49	0.19	×	—	—	V：0；0.09
30ГЛ	0.30	1.13	0.59	×	—	—	V：0；0.10
08ХГНМРЛ	0.090	1.22	0.48	×	0.27	0.71	V：0；0.12
06ХГНМЛ	0.070	1.10	0.71	×	0.17	0.98	V：0；0.12
25ХГМЛ	0.23	1.04	1.95	×	0.44	—	V：0；0.18

注：1. 钢的含硅量为0.35～0.55%；磷、硫分别为0.017～0.030%；
2. 08ХГНМРЛ钢含硼0.003%；
3. X见所研究的元素

解温度在830～790℃时，生成的碳化物粒子大小一般为1300Å，粒子间距离约10μm（图4а）。分解温度为760～730℃时，粒子较小，为400Å，粒子间距离几乎减少一个数量级，约1.5μm（图4ъ）。当钢冷却，在低于550℃的温度下发生奥氏体转变时，钢的组织是贝氏体，未发现微细的碳化物粒子。有少数粗大的碳化物颗粒，这些颗粒是冷却过程中，在奥氏体组织内形成的。

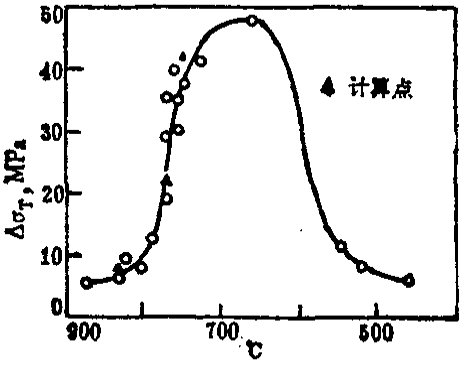

图3　加入0.1%V，屈服极限增量与正火时奥氏体开始分解温度的关系

添加0.1% V的屈服极限增量及冷却时奥氏体开始转变温度 表 2

钢 号	$\Delta\sigma_T$ MPa	Ar_3, ℃	钢 号	$\Delta\sigma_T$ MPa	Ar_3, ℃
06ФЛ	5	870	08ХГ2ФЛ	48	660
08ФЛ	6	830	06ХГНФЛ	37	750
13ФЛ	8	800	08ХГМФЛ	39	760
10ГФЛ	12	790	20ГФЛ	35	770
08ХГФЛ	8	820	30ГФЛ	35	760
08ГФЛ	19	770	08ХГНМРФЛ	11	550
04ХГФЛ	30	760	06ХГНМФЛ	8	520
12ХГФЛ	29	770	25ХГМФЛ	6	460
08Г2ФЛ	41	735	—	—	—

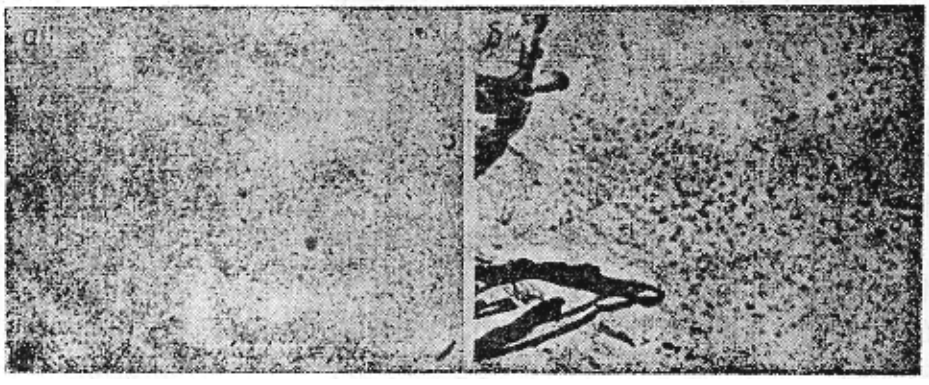

图 4 正火钢08ФЛ(а)及08Г2Фл(ъ)中的碳化物粒子

由所得的试验结果，可说明加钒合金化的少珠光体钢的强化不稳定原因。如果少珠光体钢(0.04～0.12%C)的合金化程度不高，那么钢在正火时，奥氏体在高温区发生转变，形成大颗粒的碳化物，间距较大。按已知道的公式〔2〕进行的计算表明，此时析出的碳化物颗粒实质上对位移不产生阻碍作用，因此钢中加钒的强化作用不明显。

钢中含碳量及合金元素量增加时，奥氏体的转变温度降低。由于扩散速度降低，碳化物形成微细分散相，粒子间距离大大降低。这导致钒合金化钢的强化作用明显增加，该点已由屈服极限的增加所证明。

转化温度降低，且低于620℃时，强化作用明显降低。这是因为没有形成碳化物粒子，钒仍留在α-固溶体内。此时，钢仍具弥散强化的能力，其强化作用可在特殊的加热条件下获得。

由上述数据，可得出下述结论：

对于正火少珠光体微合金化铸钢，把钒作为强化元素是不合理的。如果钢需要提高强度，增加钢中的合金元素含量，保证奥氏体的开始分解温度降到760～620℃时，也可把钒当作强化因素。

崔可中 译自《Физика Металлов и Металловедение》，2(1983)，410—412
陈书元 校