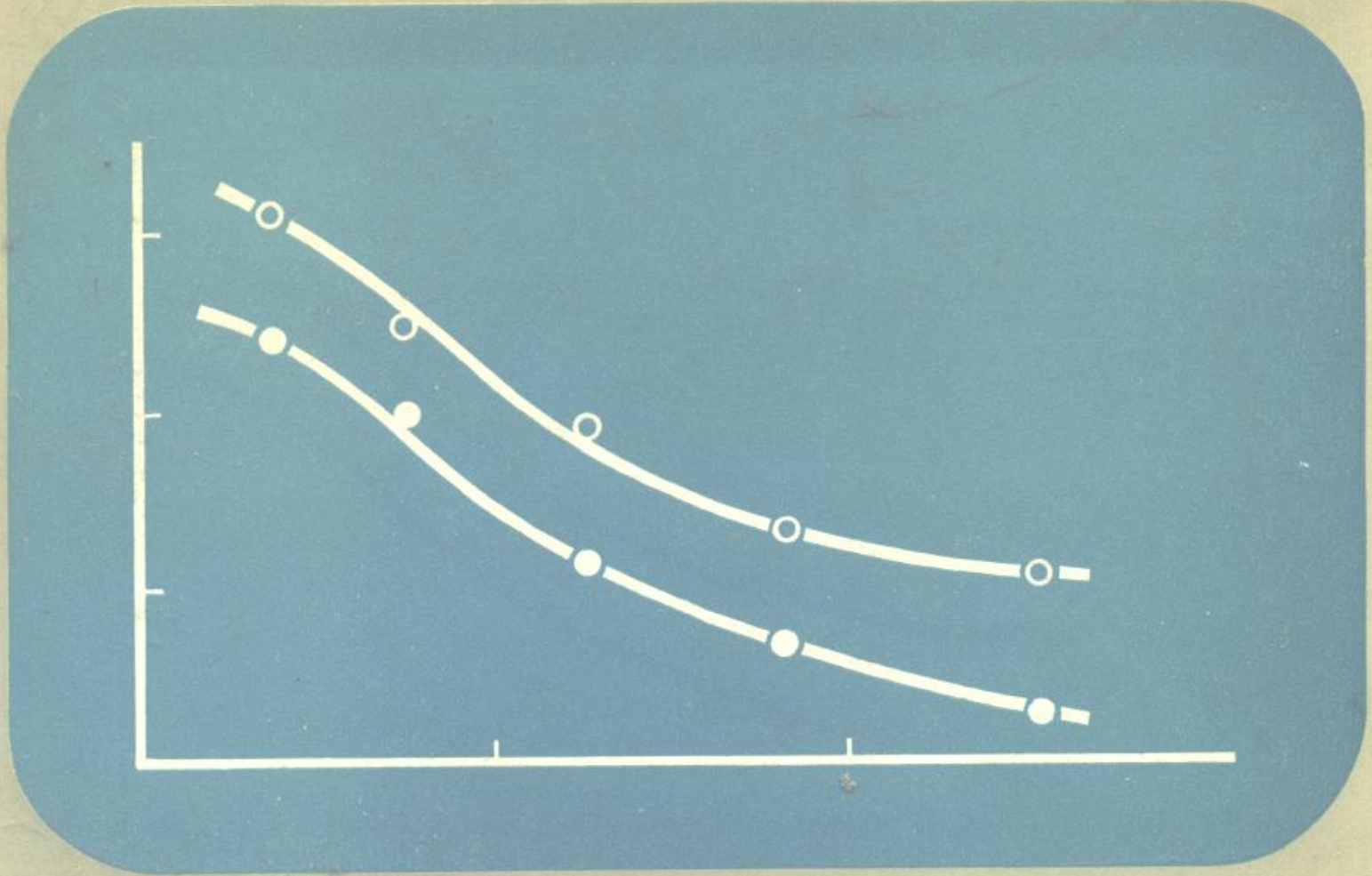
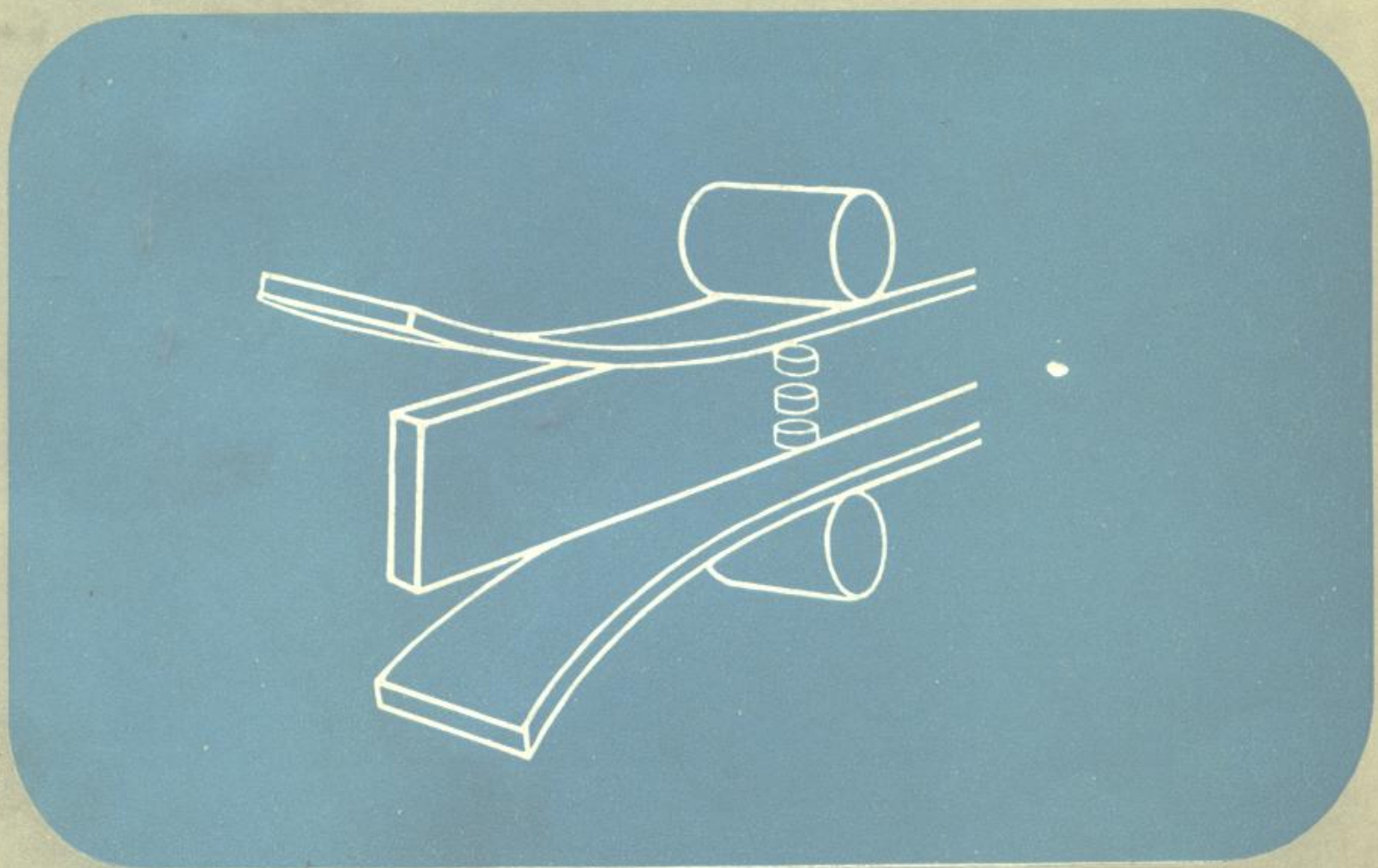


微合金化低碳高强度钢



微合金化低碳高强度钢



75.62/419

版社

微合金化低碳高强度钢

姚泽雄 成光祜 译

李 企 明 校

冶 金 工 业 出 版 社

本书是由英国冶金学家协会的年轻冶金学家委员会所组织的1977年春季讨论会上宣读的论文汇集而成的。原书为《八十年代的低碳结构钢》(Low Carbon Structural Steels for the Eighties)。该讨论会于1977年3月9~12日于普利茅斯英国皇家海军工程学院举行。

微合金化低碳高强度钢

姚泽雄 成光祜 译

李企明 校

*

冶金工业出版社出版

(北京灯市口74号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

*

787×1092 1/16 印张14 $\frac{1}{4}$ 字数335千字
1982年8月第一版 1982年8月第一次印刷
印数00,001~ 2,400 册
统一书号: 15062·3818 定价7.50元

前 言

近年来，对高强度低碳低合金钢的研究和发展做了大量工作，所以这一题目被提到冶金学家协会的年轻冶金学家委员会所组织的春季讨论会上来是非常适时的。该讨论会于1977年3月在普利茅斯马纳顿的皇家海军工程学院举行。会上评述了这类最有用的材料在物理冶金、工艺性能及其广泛用途方面的进展。

文章主要涉及到含碳量小于0.12%的钢。由于韧性得到改进，低碳钢早已被普遍应用，而由于主要结构件的制作过程中日益广泛地使用焊接，高强度低合金钢的较好的可焊性也愈来愈充分地利用。

许多合金研究工作是基于对显微组织和力学性能的关系有了更多的认识，这就是会议第一部分论文（2~9）的议题。这类钢特别适用于工程系统的综合力学性能主要是依靠细的铁素体晶粒，第一部分论文研究怎样通过选择最合适的微量合金元素和控轧工艺来得到细铁素体晶粒。第二部分论文（10~15）讨论改进了的性能，研究了这些钢的不同用途，以及由于产品韧性提高而扩大了的使用领域。

正如所预料的，低含碳量使碳化物的体积百分比降低，其影响是降低了加工硬化率，提高了塑性，这两个因素又改进了高强度低合金钢产品的成形性。这一议题与焊接性问题一起列入了第三部分论文（16~24）中。讨论了使用低碳钢在制造过程中的优点。最后，第四部分（25~28）讨论未来发展趋势及与某些特殊性能和新用途有关的问题。特别要强调，虽然八十年代能够具备生产低碳钢的炼钢设备能力，但是它与淬火回火钢相比，可能仍处于不利地位。除非工程师和机械制造部门更加习惯于低碳钢的具体特点，因为要合理地使用低碳高强度低合金钢必须考虑这些特点。

英国国家物理试验室

R.S.艾拉尼 (Irani)

(会议召集人)

目 录

1. 低碳高强度结构钢的现状.....	F. B. 皮克林	(1)
2. 物理冶金在低碳钢发展中的作用.....	I. A. 怀特曼	(10)
3. 铁素体—珠光体组织的低碳钢的强度和韧性.....	D. 杜留	(17)
4. 控制轧制的含铌低碳钢的力学性能和显微组织.....	N. A. 麦克弗森 T. N. 贝克	(24)
5. 0.05% C、0.15% V钢在轧制时显微组织的变化对力学性能的影响.....	R. S. 艾拉尼 E. A. 阿尔蒙德	(30)
6. 夹杂物形态控制的基本方法.....	J. M. 阿罗史密斯	(37)
7. 针状铁素体钢的冶金设计.....	D. V. 多恩 W. 费尔赫斯特	(45)
8. 管线用低碳钢.....	B. 明茨	(51)
9. 一些时效硬化钢的冶金学原理.....	K. 弗恩 A. G. 海恩斯 I. 柯曼	(58)
10. 当代产品的性能及应用.....	A. M. 塞奇	(66)
11. 应用于板材的低碳钢.....	D. Y. 伯恩斯 R. C. 拉特纳帕利 J. A. 查普曼	(81)
12. 半连续和可逆轧板机上高强度管线用钢的生产操作.....	P. 宾德 M. J. 桑代克	(88)
13. 热轧状态下高缺口韧性型钢的工业生产的进展.....	G. M. 洛夫特豪斯 N. K. 库克 C. I. 史密斯	(96)
14. 镍铜时效钢的发展和应用.....	A. G. 海恩斯	(102)
15. 高屈服强度带钢的生产和性能.....	S. R. 基尔沃思 P. H. 沃纳	(109)
16. 影响钢的成形性的某些因素.....	R. C. 赫德	(114)
17. 热轧薄钢板.....	A. M. 卡恩卢 W. T. 罗伯茨 D. V. 威尔逊	(129)
18. Hypress带钢的制造和应用.....	S. D. 博霍尔 D. J. 内勒	(136)
19. 高强度低合金钢薄板的成形性.....	M. J. 佩因特 R. 皮尔斯	(143)
20. 低碳结构钢的可焊性.....	R. E. 多尔拜	(149)

21. 控制低碳焊缝显微组织及韧性的新观点·····	P.R.柯克伍德	(159)
22. 针状铁素体Mn—Mo—Nb钢的焊接·····	J.M.小索希尔 M.P.鲍塞尔	(165)
23. 焊接条件、热循环和显微组织之间的关系及其对低碳 结构钢焊缝金属韧性的影响·····	P.E.L.B.罗德里格斯 J.H.罗杰森	(176)
24. 凝固后的冶金反应对结构钢厚板焊接件韧性的影响·····	J.I.J.菲克 J.H.罗杰森	(182)
25. 低碳结构钢的将来趋势和发展·····	R.R.普雷斯顿	(191)
26. 控轧钢的疲劳·····	R.普里斯特纳 H.K.贝利	(197)
27. 高强度薄板钢的将来·····	R.皮尔斯 M.J.佩因特	(201)
28. 用于建筑工业的涂层薄板·····	R.B.梅西哈姆 A.T.马修斯	(205)
附图·····		(211)

1. 低碳高强度结构钢的现状

F. B. 皮克林 (Pickering)

(设菲尔德工艺学院冶金系)

评述了低碳高强度低合金钢发展中的某些主要特点。讨论了一些关于性能与组织之间关系的研究情况,并介绍在控制轧制领域中的各种发展。研究了控制钢成形性的因素,同时扼要地讨论了其可焊性。叙述了夹杂物形态控制及其对性能的影响。文中还考虑了钢的使用及将来可能的发展。

一、前言

高强度低合金钢发展的主要动力一直是来自下列要求,即要求更高的强度和更薄的截面,提高可焊性、低转折温度下的断裂抗力和上平台能量,提高延性和成形性,最经济地利用越来越缺少的原材料。由于对组织和性能之间关系的认识的发展,这些要求逐渐得到满足。而且显然将不断地取得进展,以便在给定强度下获得最大的韧性和延性。本报告的目的是总结这个领域中的一些新进展,并且力图概述这些钢发展和使用方面的未来方向。

过去,是在抗拉强度的基础上设计高强度低合金钢,而强度通常用碳来获得。由于焊接作为一种主要生产工艺被引入,同时要求改善断裂抗力、成形性、延性,从而导致碳含量逐步降低。因此,现在生产的钢不仅具有比过去更高的强度,而且含碳量低达0.03%^[1]。在低碳含量下改善强度、韧性和延性的关键在于通过奥氏体转变所产生的铁素体晶粒的细化。通过单独或复合添加微量合金化元素Al、Nb、V或Ti可达到奥氏体晶粒细化,从而铁素体晶粒也得以细化。上述元素除铝以外还通过碳氮化合物引起一定的析出硬化。铌能够在半镇静钢中使用,且经济效果好,但缺点是,由于其溶解度有限,只有通过高温奥氏体化处理才能实现析出。另一方面,钒形成更易溶的碳氮化合物,因此在一般正火条件下就可以产生析出硬化。为了得到最大的析出强化势,乃使用高的固溶处理温度,但是,当代的许多高强度低合金钢却控轧至低的终轧温度,以便得到尽可能细的奥氏体晶粒。此外,如果借助于不产生针状组织的某一最佳锰量就能压低奥氏体相变温度,那么将确保多边形铁素体晶粒最大程度的细化。而且通过在轧钢厂输出辊道上的控制冷却,可以增进这种效果。实际上,使用控制轧制来得到这种钢的最佳组织和性能,是目前最普通的方法^[2]。假如将碳含量尽可能保持在最低的实际水平,那么就不能像贝氏体钢发展早期那样认为,贝氏体组织从韧性的观点考虑是有害的。事实上,目前高强度低合金钢的许多钢种,采用提高其淬透性来达到600牛顿/毫米²的高屈服强度及-70°C的低转折温度^[3、4]。针状铁素体体现了下述的观点,即只有在低碳条件下,贝氏体组织能达到良好韧性,而极细的原始奥氏体晶粒则是必要的先决条件。

利用低终轧温度的控制轧制,在钢的基体中产生优良的组织 and 性能的同时,还会使大量的非金属夹杂物成平面分布和条带分布,这就加重了延性及夏比平台能的各向异性^[5]及

焊缝产生层状撕裂的倾向^[6]。夹杂物的形态控制方面有重要的发展，通过加Zr、Ca、Ce以及近来加Ti来降低钢中的夹杂物(特别是硫化物)的塑性。这就减小了各向异性，并使扁平热轧产品板厚方向的韧性和延性大大改善。最近一直有人主张在双相区内进行热处理，产生由超细铁素体晶粒与马氏体岛所组成的双相钢^[7]，以改善平面的各向异性，消除不连续屈服，提高加工硬化率并获得更好的成形性。

二、组织—性能的关系

一般来说，高强度低合金钢不是由铁素体—珠光体组织就是由相当于低碳贝氏体的针状铁素体组织所组成。也生产一些淬火、回火类型的钢，回火前其组织由马氏体或贝氏体组成，这取决于钢的淬透性及截面尺寸。在定量说明组织和性能的关系方面进行了大量的工作，特别是对铁素体—珠光体组织，发表了几篇综述^[7、8]。

在铁素体—珠光体钢中，铁素体晶粒对提高屈服点和降低转折温度起着重要的作用，因此要尽一切努力产生最细的铁素体晶粒。问题是铁素体的成核和长大。成核位置为原始奥氏体晶界、奥氏体中的亚晶界或变形带以及析出或未溶解的碳氮化物上。铁素体的长大受溶质或析出物的限制，类似的因素影响热加工过程中奥氏体的再结晶及其晶粒的长大。倘若不形成贝氏体，通过合金化或增加冷却速度可压低相变温度。碳对韧性十分有害，它提高转折温度，降低平台能量，而对屈服强度只略有影响。固溶硬化一般仅产生小的影响，而在许多情况下对韧性有害。合金化元素通过压低相变温度可以细化铁素体晶粒，而某些元素可以消除氮，因而改善了延性和韧性。这种想法导致有优良成形性的含Nb、Ti等低间隙元素钢的发展。降低相变温度不仅引起对强度影响较小的铁素体中位错密度的增加，而且影响析出强化的强度。见图1。快速冷却压制了析出过程，而缓冷会过时效。一般说钒钢过时效比铌钢更为迅速。析出强化的强度也与钢的成分(指化学计算比，即Nb:C)密切相关^[7]。微量合金元素的碳氮化合物的溶解度与最高温度的关系，沿着化学计算线出现，具有这条线的成分的钢具有最大析出强化能力。碳含量越低，化学计算比在经济上越可行。由碳氮化合物析出所产生的强化，可用析出强化的阿什比—奥罗万(Ashby-Orowan)模型来定量^[7]，见图2。此外还定量研究了显微组织的变化对韧性

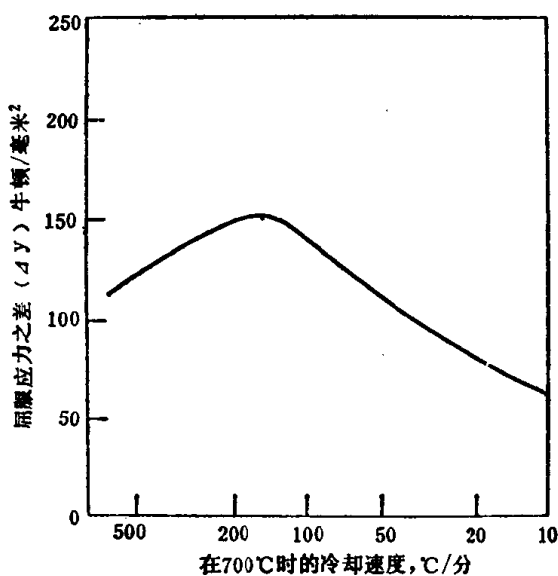


图1 冷却速度对0.15%V钢强度的影响

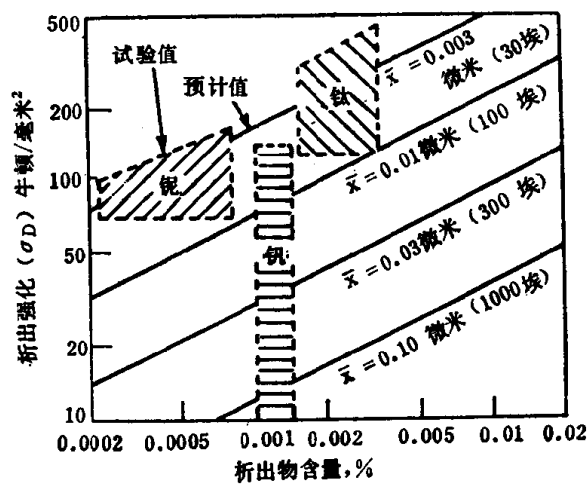


图2 析出强化的定量

的影响，晶粒细化是降低转折温度的唯一强化机理。如前所述，碳对韧性特别有害，而固溶、位错、或析出强化也提高转折温度。铁素体—珠光体高强度低合金钢的冶金设计的要求是，显微组织特征应能保证每增长单位屈服强度时转折温度提高最少，并保持适当的成形性和可焊性。图3表明了这样的标准，由图清楚可见，通过Nb、V或Ti析出强化的低碳、高锰并经铝处理的钢是比较好的。锰含量通常限制于1.5~1.7%，以避免相变温度压低太多而导致脆化贝氏体的形成〔7〕。但较高的锰可用较低碳含量和降低冷却速度来调节。

对低碳针状铁素体或贝氏体钢的组织性能的关系认识得更不够。对这个领域的一些早期研究表明，强化和成分之间有一个线性关系〔9〕，但这仅仅是因为成分线性地影响 B_s 、温度和相变温度。最近有人〔7〕指出低碳贝氏体钢的屈服强度线性地取决于固溶强化、利用阿什比—奥罗万模型定量的第二相质点的弥散强化以及位错强化，并且也与贝氏体或针状铁素体板条尺寸 L 的平方根倒数 ($L^{-1/2}$) 成线性关系。这些强化因素之间的交互作用一直没有搞清楚，特别是由于每种因素都受到与合金元素含量和冷却速度有关的相变温度的影响。合金元素对淬透性以及作为冷却速度函数的相变温度的影响是重要的。因为这些类型的钢根据其成分和截面尺寸不同可以获得具有从多边形铁素体到针状铁素体的某种显微组织。例如，假定对截面较厚的钢板要求较高强度的针状铁素体或贝氏体型铁素体组织，那么就需要一种更高合金化的钢。这种组织的韧性更缺少文献证明。业已清楚表明，晶粒细化是有利的，见图4〔7、10〕。在这里细晶粒是指大角度贝氏体晶界的平均间隔或“小平面尺寸”。而碳（即碳化物）及提高位错林或亚晶界分布的位错密度是有害的〔7〕。铁素体板条之间的马氏体区域或者产生在铁素体板条间的粗大纤维状碳化物引

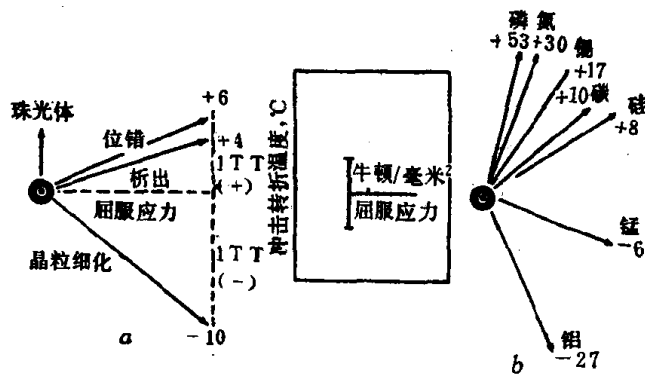


图3 影响屈服强度和转折温度的因素
a—组织因素；b—成分因素

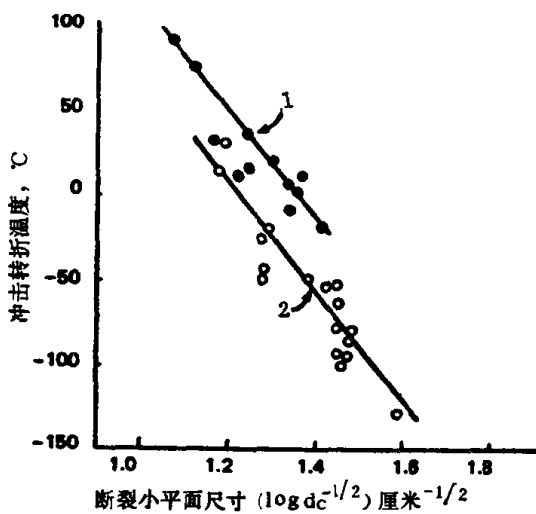


图4 断裂小平面尺寸对转折温度的影响
1—铁素体—贝氏体；2—马氏体—贝氏体

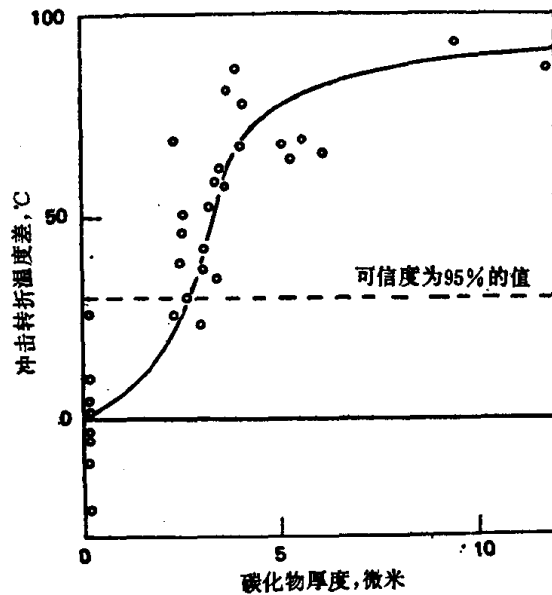


图5 碳化物尺寸对转折温度的影响

起进一步脆化作用。后者类似于铁素体-珠光体组织中存在大量碳化物时那样提高了转折温度，见图5。业已表明，原始奥氏体晶粒的细化在使单个贝氏体板条捆，即“小平面尺寸”变小方面也是有利的，但是这两个参量之间的关系仍未为人们所了解。因此目前在这些钢种的发展中，广泛地使用低终轧温度的控轧。

三、控制轧制

控制轧制代表高强度低合金钢当代的发展方向。通过熟练地使用形变热处理使性能最佳化。因为碳-氮化合物在奥氏体中低的溶解度使得在正火条件下不可能产生这类析出物，因此，为了生产带有析出强化的细铁素体晶粒，导致了含铌高强度低合金钢的控制轧制的发展。最初的假定是，细的铁素体晶粒需要细的奥氏体晶粒，随着终轧温度的降低晶粒尺寸减小。后来的研究表明，通过阻止再结晶可以改变这种方式。如果淬透性或冷却速度引起粗大的多边形铁素体或贝氏体的形成，那么铌等微量合金化元素会导致粗大的未再结晶的奥氏体，这就有不利的影响。然而，假定获得低的终轧温度并在轧制过程的后期使用大变形量，那么即使奥氏体不进行再结晶也能获得细的铁素体晶粒。关于这种组织中铁素体的成核机理还一无所知。终轧温度太低，会使铁素体形成并在轧制过程中变形，如果它不完全回复或再结晶，就会损害韧性。然而，在低的终轧温度下用很大的变形量，由于晶粒进一步细化，形成细的多边形铁素体和结晶组织，就会在强度和韧性两个方面都得到不断的改善。必须明确，控制轧制过程中碳-氮化合物应变诱发析出可能在奥氏体中发生，随后减弱弥散强化作用。这些不同组织特征对屈服强度的影响示于图6。当织构强化影响很小时，织构与转折温度有关，但是控制这种影响似乎是很困难的。控制轧制钢的另一个特征是冲击试验过程中轧制平面上的层状倾向。当有织构而解理平面平行于轧制平面时，以及当有平面排列的延伸夹杂时，这种倾向在屈服强度超过400牛顿/毫米²的钢中更为普遍。这些层状物如何影响制造特性和使用性能尚不清楚，但是会降低转折温度，仅仅在足以防止层状出现的高温下才能达到要求的韧性平台能[2、7、8]。

在非微量合金化的钢的普通控制轧制中，可以使用间歇轧制，倘若间歇后使用大的变形量，就可达到低的终轧温度。延缓再结晶的铌钢也允许间歇轧制，但是在轧制过程的后期仍需要大的变形。达到低的终轧温度的另一些方法是从较厚的截面开轧（这在工艺上及经济上是不利的）和使用较低的开始均热温度。后一种方法使析出强化的作用变弱，这种情况由于热轧过程中奥氏体应变诱发析出而进一步恶化。还提出另一些控制轧制方案，在这些方案中，轧制过程中未溶解的碳-氮化合物或碳-氮化合物的大量析出可能抵消对低温下大变形量的要求。在所有控制轧制的处理中，小心地控制应变速度、每道的压下量及轧制道次间的时间是很重要的，而得到最优性能所要求的条件对不同轧机是不同的。主要要求对奥氏体晶粒细化过程作定

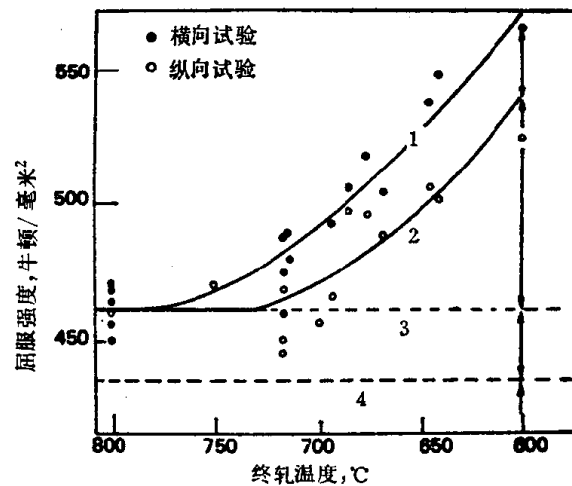


图6 影响控轧钢板屈服强度的因素
1—织构强化；2—位错亚结构强化；3—弥散强化；4—基体计算强度 ($d = 5$ 微米)

量分析并且累计高温变形中应变诱发析出的程度。本文指出了一种解决这一问题可行的方法^[11]。

具有重大意义控制轧制的另一个方面是控制冷却，尤其是在热轧带钢机上。急速冷却降低相变温度并细化铁素体晶粒，再加上在轧钢厂输出辊道有效的水冷，可生产板厚达10毫米的高屈服强度的钢带。通过从控制终轧温度直接冷却可获得最好的结果，也可利用冷却速度来控制析出的程度和析出的过时效。虽然这种方法对产生具有针状铁素体组织的较高强度的钢是有效的，但这种方法却有一定的局限性，包括防止马氏体和贝氏体的形成，控制卷取温度及其对铁素体晶粒大小和析出强化的影响。对较厚的截面，通过吹空气或喷水雾加速冷却降低相变温度而细化铁素体晶粒，从而可改善性能。钢板从控制轧制的奥氏体温度直接淬火产生马氏体或贝氏体，与通常再奥氏体化并淬火相比，强度提高了。然而，淬火后回火的高强度低合金钢在生产中的具体困难（如需要特殊设备等）限制了在作业线上使用淬火^[2]，但这种钢具有屈服强度达800牛/毫米²、转折温度低于-80°C的引人注目的性能^[12]。

控制轧制方法的一个近代的发展是薄板在相变温度范围内连续退火，生产出由含有马氏体或贝氏体小岛的极细晶粒铁素体组织所组成的双相钢^[13]。这种方法能消除不连续屈服点，降低平面的各向异性，提高加工硬化速率和均匀延伸率。一些报告声称，通过简单的热处理在得到一定范围强度的同时，还能显著改善成形性。看来，这些材料可能应用于汽车制造方面。

四、成形性和可焊性

控制高强度低合金钢成形性的主要因素是流变应力、加工硬化速率、塑性失稳前的最大均匀延伸、总延伸，亦即拉伸试验中的断面收缩率以及平面的各向异性。按显微组织对这些性能作某些定量判断是有可能的。很清楚，由于碳提高加工硬化速率，降低延性，因此碳应尽量地减少。见图7。固溶强化看来不能得到所需的强度水平，虽然对其他性能有损害，但对成形性的损害似乎最少^[14]。晶粒细化有助于降低各向异性，但是关于它对加工硬化速率的影响有互相矛盾的报导，在应变近于失稳时加工硬化速率看来不大。析出强化损害成形性^[14]。业已证明，非金属夹杂物的影响是控制成形性最重要的因素之一^[14]，增加硫化物或氧化物的夹杂体积百分数就降低断裂时的延性（图8），并损害了延展性指标最重要的弯曲性能及冷拔性能。钢中存在的夹杂物是孔洞源，它长大、聚合造成断裂。

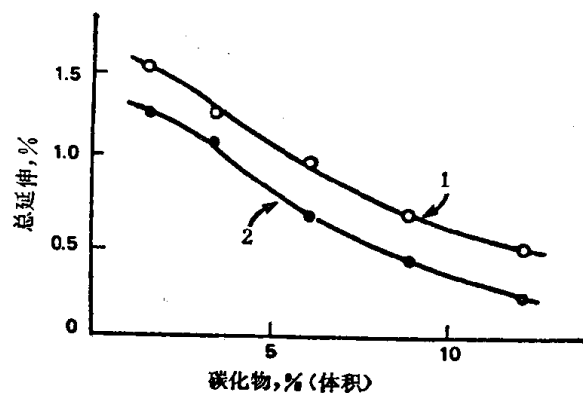


图7 碳化物体积百分数对断裂延性的影响
1—球化铁素体—珠光体；2—正火铁素体—珠光体

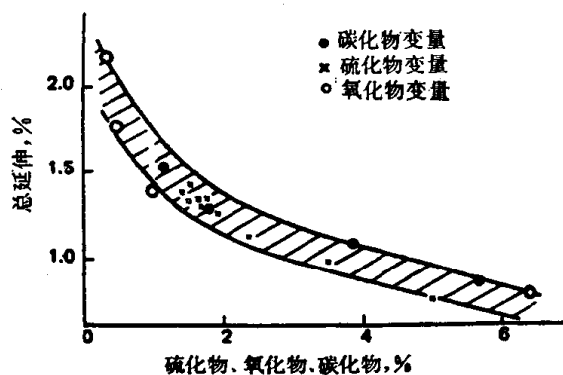


图8 第二相的体积对断裂延性的影响

与受应力垂直于其厚度的板状夹杂物相比，当它的长轴平行于应力方向时，提高夹杂物的长宽比率，能得到较高的延性。这就产生人们所熟知的延性及夏比平台能的各向异性。由于空腔周围应变集中区域内的高流变应力的作用，高应变速率阻止空洞的长大，因此在这方面高应变速率是有利的。必须避免夹杂物的局部偏析，否则局部区域的夹杂物体积百分数就会高。因此，为了得到良好的成形性，要求碳含量低，夹杂物少并均匀分布，就是说硫及氧含量必须低。这些条件与将在下面讨论的夹杂物形态控制有明显的关系。

一般认为，高强度低合金钢的可焊性是良好的，并且随含碳量降低可焊性得到改善。这是因为普遍存在着这样一种观点：随着碳当量降低，在热影响区氢诱发裂纹的倾向减小。碳当量基本上只是成分对淬透性和 M_n 温度影响的综合表示式。然而最近的研究表明，降低碳含量并不总是改善热影响区氢诱发裂纹抗力，碳当量公式对低碳钢不是那么有用。此外，在当今冶炼的较纯净的钢中，热影响区有较高的淬硬性。采用低碳低硫含量似乎对降低焊缝金属热裂纹有帮助。层状撕裂的发生与平面排列的非金属夹杂物的偏析密切相关。因为许多高强度低合金钢是铝脱氧的，所以，II型MnS是主要的夹杂。低硫含量将导致高的层状撕裂抗力，而通过消除平面排列的延伸夹杂来控制其形状特别有利。最近，关于热影响区和焊缝金属的韧性的总结注意到铁素体晶粒细化的有利影响^[15、16]。但是，焊缝金属的淬硬性和稀释作用，使微量合金化的高强度低合金钢获得最高韧性的问题变得更为复杂。

五、夹杂物形态控制

高强度低合金钢的力学性能，特别是拉伸的延性和夏比平台能量，明显地受到非金属夹杂物体积百分数、形状及分布的影响。特别是对平直的轧制产品，总的有影响有弯曲过程中的开裂倾向、焊接过程中的层状撕裂倾向、低的全厚度延性以及低的平台能量。尤其是，这些性能有明显的各向异性，纵向拉伸的试验值比横向值高得多。这是由于夹杂物延伸为长的小平面带或平面排列的结果。如果夹杂物形成不变形的单个小颗粒，则各向异性显著减小。主要影响与MnS夹杂有关，业已表明，断裂韧性参数一般不是与夹杂物的长度有关（图9）就是与夹杂物的偏析有关（图10）。就全厚度延性和韧性而言，另一些如

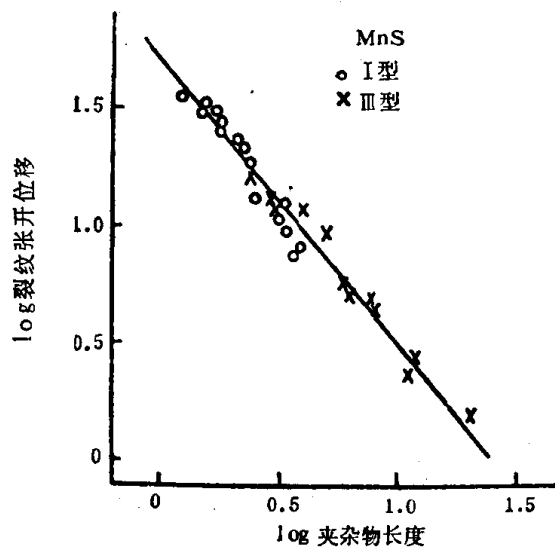


图9 MnS夹杂长度和断裂裂纹张开位移之间的关系

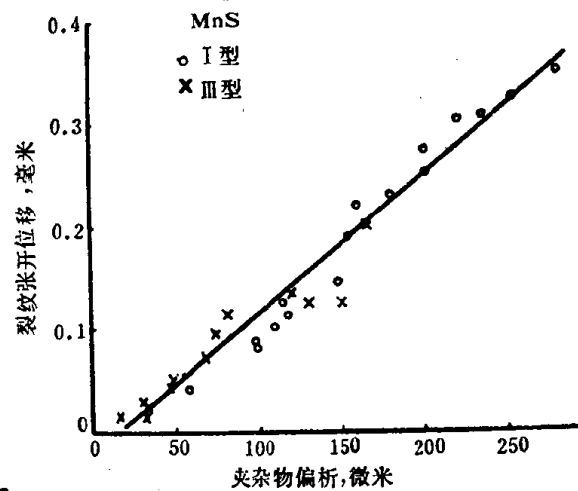


图10 MnS夹杂物偏析和断裂裂纹张开位移的关系

Al_2O_3 的延伸条状夹杂，同硫化物一样有害，但一般认为硫化物夹杂形态控制是更为紧迫的任务。

解决这个问题主要的方法是添加Ca、Zr、Ti及稀土(Ce)来改变硫化物的组成，降低它们的塑性。因此，形成球形夹杂而不是延伸夹杂，可显著减小性能的各向异性。添加Ca可用来控制硫化物和氧化物夹杂的形态，而用Zr、Ti、Ce主要是通过把塑性MnS变成相应元素的低塑性硫化物来变更硫化物夹杂。依靠高氮含量来获得某些性能的高强度低合金钢不能使用Zr，在这种情况下使用稀土添加物。如图11所示，控制夹杂物形态的添加物极大地消除了性能的各向异性。看来，添加物与硫的比存在一个最佳值，超过这个比值，对各向异性的影响就不明显，而且会产生提高转折温度的脆性相。因为稀土在消除性能各向异性方面更为有效，所以一般稀土添加物似乎比Zr更有利。

有人认为〔17、18〕，通过夹杂物形态控制，减少平面的或带状的硫化物，由于消除了层状影响可能会提高冲击转折温度。因此，在满足全厚度夏比平台能量规格方面，夹杂物形态控制是很有效的，如果要求一定的转折温度必须认真控制夹杂物形态。

近代的研究成果表明〔19〕，因为钛有细化晶粒、析出强化、改变硫化物夹杂的能力，它可能是一种最有效的微量合金化元素。为了使加钛量达到接近化学计算值而又经济合理，从而最大限度地利用析出强化效应，要求0.03%左右的极低含碳量。

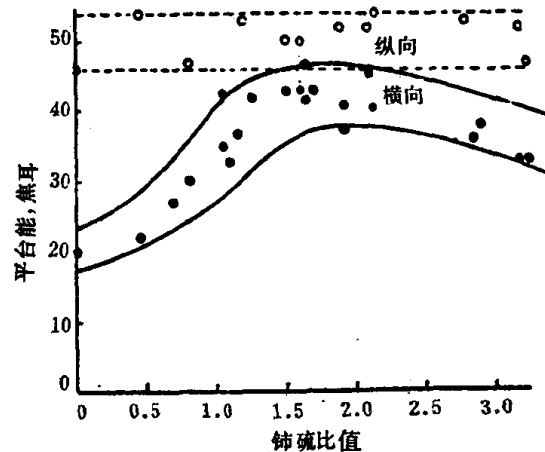


图11 加铈对夏比平台能量各向异性的影响

六、用途及将来可能的发展

低碳高强度低合金钢目前的和预计的用途正在不断地增长，它们在结构工程中的使用正在扩大，包括用冷成形构件来代替热轧产品，用于要求可成形、易焊接的平面轧材的加强管或单壳机身的装配件。可以看到复杂形状的弯曲、成形、冲孔部件的应用更多了。它们在这种领域内使用的局限性包括弹性模量、挠度设计极限以及与混凝土的竞争能力。最近报导钢筋钢的控制轧制有所发展〔2〕。此外将高强度低合金钢更多地用于型材也许是可能的，但是需要考虑控制轧制中控制温度和变形的的问题。在造船方面，低碳高强度低合金钢的使用减轻了船体重量是一个明显的优点，而设计的稳定性和抗腐蚀性可能也是重要的。据报导对于各种类型的货船和贮存容器，这些钢是壳体用钢重量的10~25%。铁素体—珠光体或贝氏体—铁素体型高强度低碳低合金钢已经被公认的使用领域是管线，并且通常采用控制轧制。目前有一种趋势要求将这类管子进行淬火、回火的完全热处理，如果这种趋势得到发展，控轧的功能将主要是产生适合于随后热处理的组织。

降低运输和汽车装备中非受载部件或运动部件的重量，是促进使用高强度低合金钢的主要因素。用于卡车底盘和容器设备的控轧钢压制件克服了淬火、回火元件的许多缺点。累计重量节省的交互影响无疑是很重要的，但当使用较薄的截面时，要更加小心地考虑腐蚀的影响，也要慎重考虑刚度和疲劳强度。类似的考虑也适用于客车车辆，在此领域内，

控制轧制的高强度低合金钢的最小规格较厚是个缺点。目前正在研制高强度、可成形、可冷变形的高强度低合金钢来克服这一缺点。迄今仍需解决的问题包括刚度和翘曲、耐腐蚀和疲劳以及冲击时的贯穿抗力。可以预料较薄的、容易成形的高强度低合金钢将应用得更多，在这个领域里，总重量的减轻在节约燃料及减少污染上特别引人注目。产生双相组织的控制轧制钢的发展在这方面是重要的。高强度低合金钢将来可能使用而迄今尚未开拓的领域是便宜的预制构架。

所概述的可能用途表明了降低碳含量的明显优点，采用新的精炼方法可降低碳含量并得到高的合金回收率，并不需要太多的低碳铁合金。由于含碳量低，则含氧较高，从而有较高的氧化物含量，部分地抵消了对韧性和延性的改善，但这可用真空脱气加以克服，如图12，在许多微量合金化的钢中，低碳含量也使钢更加经济地达到化学计算比率，通过合金设计和控制轧制的互相配合来达到最好的织构控制和成形性需要加以研究。为了提高成形性可能需要进一步降低硫含量，并且不能排除大规模电渣重熔的可能性。不断研究和利用夹杂物形态控制是重要的。有迹象表明，

加入一种微量合金化元素来调整成分，能控制夹杂物形态，达到晶粒细化和析出强化。为得到患处较小的夹杂物分布，使用连续浇铸也能使夹杂物形态控制工艺产生某些变化。通过进一步细化晶粒来提高强度，需要努力研究生产方法和组织的关系，并可加强相应的析出强化作用。特别当耐腐蚀性非常重要时，不能不考虑热轧板卷中的自时效作用和使用铜的可能性。尤其是随着截面厚度降低，这类钢的金属或非金属涂层可能得到发展。应用于更薄截面时，就应更加强调刚度和循环应力性能，如疲劳。可以预料，对这些钢的疲劳强度还要做进一步的工作。实际上，目前的工作表明，夹杂物形态控制对疲劳裂纹长大速率有影响。

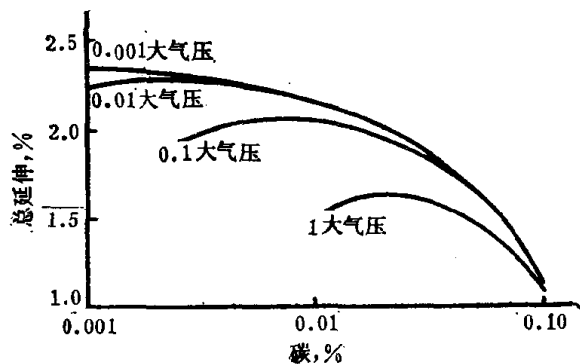


图12 真空脱气和碳含量对断裂延性的影响

加入一种微量合金化元素来调整成分，能控制夹杂物形态，达到晶粒细化和析出强化。为得到患处较小的夹杂物分布，使用连续浇铸也能使夹杂物形态控制工艺产生某些变化。通过进一步细化晶粒来提高强度，需要努力研究生产方法和组织的关系，并可加强相应的析出强化作用。特别当耐腐蚀性非常重要时，不能不考虑热轧板卷中的自时效作用和使用铜的可能性。尤其是随着截面厚度降低，这类钢的金属或非金属涂层可能得到发展。应用于更薄截面时，就应更加强调刚度和循环应力性能，如疲劳。可以预料，对这些钢的疲劳强度还要做进一步的工作。实际上，目前的工作表明，夹杂物形态控制对疲劳裂纹长大速率有影响。

最后，不能排除发展一种使用粉状原料的连续炼钢方法的可能性，这种方法提供了良好的成分控制、有效的晶粒细化、低碳含量、低硫含量以及其他优点。然而，需要仔细估计这种方法的经济价值和是否切实可行。

参考文献

1. Pickering, F.B., 1975, "Micro-Alloying '75" International Conference Proceedings, Washington. To be published.
2. British Steel Corporation, 1976, "Controlled Processing of High Strength Low Alloy Steels". Conference, York. To be published.
3. Coldren, A.P. et al. 1973. "Processings and Properties of Low Carbon Steels", A. I. M.E., 163.
4. Martensson, H., 1971 *Met. Trans.* 2, 3490.
5. Little, J. H. and Henderson, W.L.M. 1971 "Effects of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steel", The Iron and Steel Institute, 182.
6. Farrar, J.C.M. et al. Ibid 171.
7. Gladman, T. et al. 1975 "Micro-Alloying '75" International Conference Proceedings,

Washington. to be published.

8. Morrison, W. B. 1976. Ref. 2, paper 1.
9. Pickering, F.B. 1976. "Transformation and Hardenability in Steel" Climax Molybdenum Company Symposium, Ann Arbor, 109.
10. Ohtani, H. et al. 1972 Trans. I.S.I. Japan. 12, 109.
11. Sellars, C.M. and Whiteman, J.A. 1976, Ref. 2, paper 5.
12. Preston, R.R. and Mitchell, P.S. 1976, Ref. 2, paper 11.
13. Hayami, S. and Furukawa, T. 1975, "Micro-Alloying '75", see reference 1.
14. Dillamore, I.L. et al. 1976, Ref. 2, paper 2.
15. Dolby, R.E. 1976, Ref. 2, paper 4.
16. Hart, P.M. et al. 1975. "Micro-Alloying '75", see reference 1.
17. British Steel Corporation, 1974. "Inclusions and their effects on Steel Properties". Conference, Leeds, To be published.
18. Pickering, F.B. 1971. "Towards improved Ductility and Toughness". Climax Molybdenum Company Symposium Kyoto, 9.
19. Meyer, L. 1975. "Micro-Alloying '75", see reference 1.

2. 物理冶金在低碳钢发展中的作用

J. A. 怀特曼 (Whiteman)

(设菲尔德大学冶金系)

本文研究了多边形铁素体组织 (从板条状马氏体到缓慢冷却的贝氏体) 的强度和冲击转折温度随显微组织的变化, 在可能条件下, 定量地测定了这些组织特征的影响。扼要地讨论了具有非铁素体—珠光体组织的工业低碳合金钢中较复杂的组织结构。

一、前言

最近十年左右, 物理冶金领域中最重要的发展之一就是测定铁素体—珠光体钢的强度和冲击转折温度与成分、显微组织的关系。格拉德曼 (Gladman) 等^[1]充分地论述了这个问题。由此出发, 有可能确定影响铁素体—珠光体结构的显微组织和最终力学性能的工艺参数, 从而发展铁素体—珠光体钢的控制轧制, 获得高的屈服强度和良好的韧性^[2]。现在在热加工方面的工作已相当先进了, 足以预计不同加工条件下所得到的显微组织的某些特征^[3]。上述问题中的几个是本次会议后面几篇论文的课题, 我不再进一步详细讨论。我所要讨论的是影响多边形铁素体钢的强度和韧性的因素。本文讨论的出发点是以最快冷却速度形成的多边形组织——板条状马氏体, 并由此出发, 研究了缓慢冷却速度下或初始马氏体随后时效所形成的组织。

二、马氏体和贝氏体的屈服应力

1. 现有的回归方程式

在不添加沉淀硬化剂的正火铁素体—珠光体钢中, 屈服强度与显微组织和成分之间的关系, 可用下式表示^[1]:

$$\sigma_y (\text{牛顿/毫米}^2) = 88 + 37(\% \text{Mn}) + 83(\% \text{Si}) + 2918(\% \text{游离N}) + 15.1d^{-\frac{1}{2}} \quad (1)$$

置换元素Mn和Si, 以及间隙元素N是影响强度的化学元素。由多元回归分析可求出这些元素的倍加系数。方程式中的另一个变量是铁素体晶粒尺寸 d , 它是用平均直线截距法计算的, 单位为毫米。方程式中没有碳, 因为碳是通过对晶粒大小的影响, 间接地影响强度。随着碳含量增加, 转变温度降低, 因此也细化了晶粒。增加碳含量也使显微组织中珠光体的比例增大, 从而影响屈服应力。这种影响比较小, 并且推导出上述关系式的这些钢, 具有大致一定的珠光体体积百分比。如果进行控制轧制, 可以得到非常相似的回归方程式, 但要另外增加两项, 一项是沉淀硬化引起的, 如果材料在出现铁素体的温度区域进行终轧, 则另一项是由位错密度引起的。这两个因素的大小还没有象方程式1中的其

它项那样明确地表示出来。

2. 板条状马氏体显微组织

板条状马氏体钢的显微组织比铁素体—珠光体钢更加复杂。但至少某些组织特征将对性能产生同样的影响，我将更详细地考虑显微组织对屈服应力的不同贡献。

人们认为，板条状马氏体有三个对屈服应力有影响的特征。首先是板条状马氏体束的大小。每一个奥氏体晶粒可以转变成几个马氏体束，它们之间以大角度的相界相邻，可以料想，这些马氏体束将对屈服应力产生影响，并与铁素体晶粒的作用大致相似。看来，在马氏体束大小与起始奥氏体晶粒大小之间有一个十分简单的关系〔4〕。

每一个马氏体束包含了大量的马氏体板条。板条间以小角度相界相邻，板条在接近于铁素体〈111〉方向上延伸。当马氏体束的大小变化时，里面的板条数目也变化，但板条的大小不变。许多研究者测量了板条平均宽度，通常大约为0.25微米，而宽度大的达2微米。在每一个板条内有高的位错密度，这些位错和板条相界都对马氏体的屈服应力起作用。

3. 板条状马氏体的显微组织和强度的关系

现在让我们研究用实验测定的方程式1中各项的数值。第一项是摩擦应力，它与铁素体中位错运动方向相反。似乎没有什么根据假设在马氏体中不是这样。关于置换元素Mn和Si的作用也是同样情况，这些项与在铁素体中是一样的。马氏体束似乎与铁素体晶粒有类似的特性，即强度随 $d^{-\frac{1}{2}}$ 变化， d 为马氏体束的平均直线截距。在含有较多的Mn和Ni的低碳马氏体钢中，已测量过这种影响（参看文献〔4〕、〔5〕、〔6〕）。含Mn量为3.5~5.0%的锰钢，在室温进行拉伸试验时， $d^{-\frac{1}{2}}$ 的系数 k_y 在27~30牛顿/毫米 $^{-\frac{3}{2}}$ 范围内，但对Ni钢〔5〕来说， k_y 值为8~10牛顿/毫米 $^{-\frac{3}{2}}$ 之间。在Ni钢中，这么低的 k_y 值可能反映了在这些材料中交叉滑移较容易。 k 值与温度有密切的关系，在室温以下，此值随着试验温度的降低迅速增加〔5〕。

关于马氏体束大小对马氏体屈服应力的影响看法似乎都是一致的，至少在锰钢中是这样，至于位错密度和板条相界的影响，情况就不是这样。因为对位错密度与碳含量之间的关系看法不一致，所以整个这一领域比较混乱。斯佩(Speigh)和沃利蒙特(Warlimont)曾指出，马氏体的屈服应力随 $C^{\frac{1}{2}}$ 增加而增加， C 为钢中总的含碳量。但是后来基欧(Kehoe)和凯利(Kelly)指出，这是间接的影响。这里，位错密度与碳含量之间的关系是重要的，见图1。图1中的一条曲线引自文献〔8〕，试样材料为快速淬火的小截面尺寸的铁碳合金；另一条曲线是含Mn为4.5%左右的钢。这种钢的冷却速度慢得多，因为它的截面尺寸大得多。冷却速度是很重要的因素，后面还要解释这点。

假设位错的强化效果可用下式表示，即

$$\sigma_d = \alpha \mu b (\rho)^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

式中， μ 是弹性模量， b 是柏格斯(burgers)矢量， ρ 是位错密度， α 为比例常数，它可作为 $\rho^{\frac{1}{2}}$ 的函数，从屈服应力曲线中推导出来，如图2所示。图2的数据引自文献〔8〕和〔5〕，后者把马氏体束大小、Mn含量与Si含量都调整到一定的值。两条线的斜率有很大的差别，它们的 α 值分别为 $1.2\mu b$ 和 $0.875\mu b$ 。探索这个差别的复杂性是很有益的，但在研究之前，需要确定影响屈服应力的各项，并假设它们的值。

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_{s,s} + \sigma_p + \sigma_d + \sigma_b \quad (3)$$