

钢铁结构材料的组织细化

作者：中国金属学会 翁宇庆

摘要 采用组织超细化提高钢铁结构材料的强韧性和使用寿命是上个世纪 90 年代中期以来的发展趋势。介绍了我国 973 第一批项目之一“新一代钢铁材料重大基础研究”的主要 5 种超细化方法，适用于不同强度和显微组织的钢类：具有铁素体+珠光体(F+P)的碳素或低合金钢，采用强力轧制和形变诱导铁素体相变(DIFT)技术；在薄板坯连铸连轧现代流程下，采用第二相(析出相)的纳米化控制；具有低碳贝氏体或针状铁素体的微合金钢采用形变诱导析出(DIP)和中温相变控制；采用调质处理的合金结构钢，应用新的合金设计思路以提高界面温度，增加氢陷阱和二次硬化路线，快速超细晶热处理的综合技术；发展无碳化物贝/马组织和富碳残奥薄膜以做到中低温回火合金结钢的强韧化优良配合。

关键词 显微组织 组织细化 超细晶 结构钢

2002 年，中国钢铁产量达到 1.8 亿 t，表观消费量达到 2.1 亿 t，遥居世界首位，也是世界历史上钢铁材料生产和消费的第一大国最高历史纪录。这是中国经济及市场高需求的反映，说明钢铁材料对经济发展和社会需求的重要性。在钢铁材料中，90%~95%属于结构材料，在需求增长的同时，钢铁结构材料正在发展“新一代钢铁材料”，它的特征是超细晶、高洁净、高均匀，其中核心技术是超细晶，通过将当前工业细晶粒尺寸(一般为 20 μm 左右)细化一个数量级，按照 Hall-Perch 的 $\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$ 关系式，钢铁材料的强度可提高一倍，同时保持良好的塑性和韧性配合。本文就国家第一批“973”项目之一“新一代钢铁材料的重大基础研究”所研发的超细晶形成和控制的主要 5 条技术路线作一概略性的介绍。

1. 碳素和低合金结构钢的组织细化

这类钢占钢铁结构材料的 85%以上，其中以热轧为钢厂供应态，也是用户使用态的占到 70%以上，组织细化的重要性和经济性反映最为突出，也是“973”工作的重点。目前已形成一条完整工艺流程，即：

洁净化冶炼 - 充分等轴晶化凝固 - 强力和低温初轧 - “形变诱导铁素体相变”精轧 - 冷却控制。

这条路线是我国钢铁科技工作者近几年的创新集成。洁净化冶炼以使材料强度提高以后，使由于钢中夹杂物带来的脆化敏感性得以避免，保证使用(特别是低温使用)的安全性。如果发展并采用了提高等轴晶率的凝固技术后，由于顺序凝固形成的柱状晶得以消除或减弱，材料的宏观偏析，特别是中心偏析可以明显减少；材料的成分分布均匀性得以提高，这就保证了高质量、均匀力学性能铸坯的形成。在有了洁净化和高均匀性(成分及性能)基础上，就可以采用强力和低温开坯可能性，在初轧阶段应用奥氏体的再结晶细化基础上，精轧阶段采用关键的“形变诱导铁素体相变”(Deformation Induced Ferrite Transformation, DIFT)技术，而凝固的充分等轴晶化技术和初轧充分应用再结晶细化为 DIFT 的应用创造了前提条件。

80 年代中期 Yada[1] 等人在试验室研究 C-Mn 钢的晶粒细化工作时提出了“应变诱导相变”(Strain Induced Transformation, SIT)概念，90 年代中期 P. D. Hodgson 等人[2] 利用单机架轧机使热轧钢带表面做到超细晶(最细约 0.5~1 μm)，提出了“应变诱导相变轧制”(Strain-induced transformation

rolling, SITR)过程。从事新一代钢铁材料(简称 N.G. Steel)研究的我国科技工作者,对这一过程的热力学、动力学、晶体学、微观组织形貌特征及力学性能表现等进行了系统研究,认为这一现象(诱导相变)不仅与应变有关,而且钢的化学态势(化学成分及化学位);凝固后轧制之前的固态相分布状况;轧制时的应力、应变、应变速率、轧制机架间的道次冷却和停留时间;轧后的控冷(包含卷取等工艺)都与这个过程有关,是一个多变量多因素的耦合过程。因此从“应变诱导相变”深化为“形变诱导相变”的全过程概念,并在 2000 年韩国召开的“21 世纪高性能结构材料”(HIPER—21)会议上正式提出“形变诱导铁素体相变”[3](Deformation Induced Ferrite Transformation, DIFT)。本文仅就其热力学原因及特点加以简单介绍,余详见《超细晶钢》一书[4]。

DIFT 不同于传统控轧控冷(TMCP)之处,是它的相变(低碳钢中 $\delta \rightarrow \alpha + P$)主要发生在轧钢过程中而不是轧后冷却过程中。

通常,多数钢铁结构材料热轧是在单一奥氏体相区轧制,见图 1(a)。研究和生产都关注有关轧制温度、应力—应变和产品的质量(板形,尺寸,精度)等参数,一般不关注或不追求产生相变的条件, TMCP 关注轧制是因为它为以后冷却时 $\delta \rightarrow \alpha + P$ 的形核及相转变以及分布创造了条件。从热力学分析表明,由于轧制产生的变形能不可能在轧后由热驰豫、弹塑性恢复等完全释放,特别在现代高速轧制条件下总有部分形变能被保留在被变形的钢材中,这部分能量在适当条件下,转变为相变自由能变化的一部分,它增加了相变的驱动力(根据计算和分析,约占变形能的 5%~10%,见图 1(b)的原理示意图。

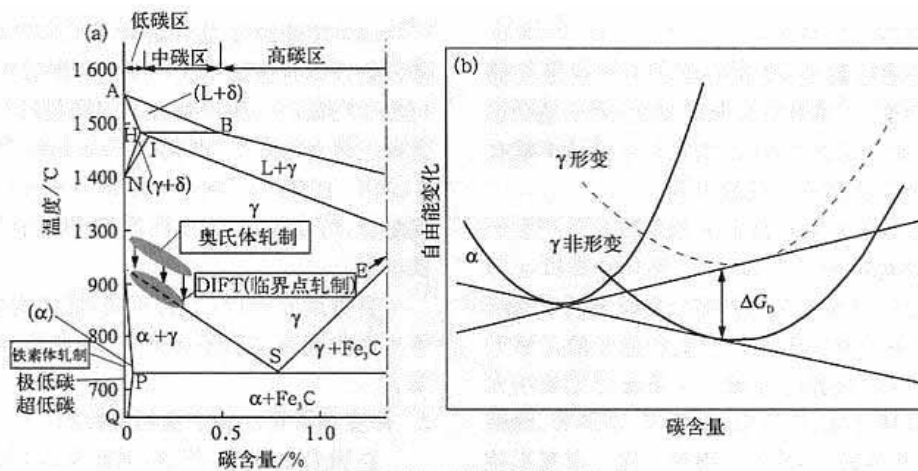


图 1 低碳钢形变和相变结合原理图

Fig. 1 Schematic cooperation between deformation and phase transformation in low carbon steel

(a) 热轧与相区关系图;(b) 形变诱导相变的热力学原理图

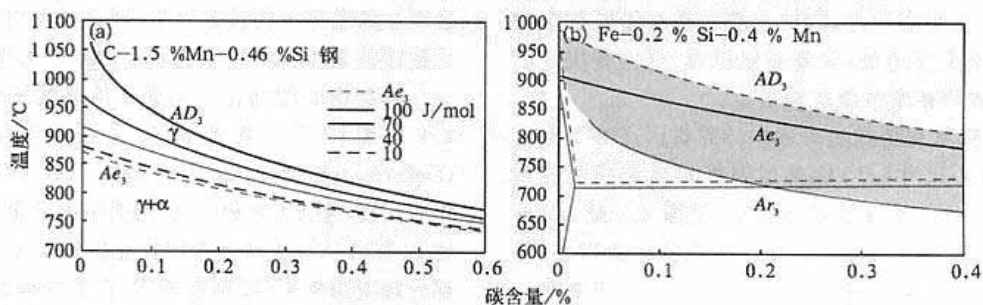


图 2 形变诱导铁素体相变热力学计算的 ΔG_D 和 DIFT 轧制温度范围

Fig. 2 ΔG_D and temperature region of DIFT (Deformation Induced Ferrite Transformation) calculated by thermodynamics study

若用热力学描述这个概念，即是一般相变的方向应朝体系自由能降低的方向发展，即 $\Delta G < 0$ ，而自由能变化的方向取决于

$$\Delta G = -V(\Delta G_v - \Delta G_E) + \Delta G_s \quad (1)$$

式中 ΔG ——体系总的自由能变化； ΔG_v ——体积自由能变化； ΔG_E ——弹性自由能变化； ΔG_s ——新相形成的表面自由能变化。

若在轧钢中考虑到被变形储存的变形能，这部分变形能转化为相变驱动力为 ΔG_D ，它最终降低了系统的自由能，则式(1)改写为：

$$\Delta G = -V(\Delta G_v - \Delta G_E) + \Delta G_s - \Delta G_D \quad (2)$$

由于式(2)的影响，反映轧钢中相变临界点(A_{e3})发生了变化。即平衡状态下开始出现 α 相的临界点 A_{e3} 在考虑到 ΔG_D 的影响后实际上形成了 AD_3 (变态态下的 A_3)。计算表明(图 2)，被储存的变形能 ΔG_D 越大， AD_3 提高得越多，因而在精轧机组轧钢(当轧制温度接近 A_{e3} 时，一般轧制区间在 $AD_3 \sim Ar_3$ 区间)过程有可能使钢材进入($\alpha + \gamma$)的实际双相区，即诱导产生新生 α 相，即是形变诱导铁素体相变，而不是双相区保温或缓冷应当出现块状粗大的 α 相，也有人建议这类轧制是一种“临界点轧制”。

实验室的工作证明了形变诱导铁素体相变(DIFT)的产生，见图 3。一种低碳钢，当在 1150 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化加热后，以 5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却速度到 825 $^{\circ}\text{C}$ ，再 825 $^{\circ}\text{C}$ 保温均匀化后水淬，得到马氏体组织(图 3(a))；若 825 $^{\circ}\text{C}$ 保温均匀化后变形 60%，变形后立即水淬，则得到超细铁素体(图 3(b))。因此通过形变，使在单一奥氏体相区内可以诱导产生超细的铁素体。

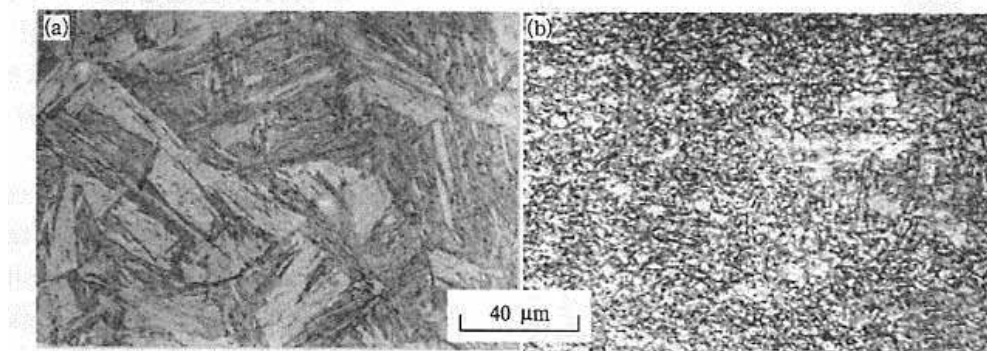


图 3 形变诱导铁素体相变理论的实验证明

Fig. 3 Experimental demonstration of DIFT theory

(a) 1150 $^{\circ}\text{C}$ -5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ -825 $^{\circ}\text{C}$ -水淬；(b) 1150 $^{\circ}\text{C}$ -5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ -825 $^{\circ}\text{C}$ 变形量 $\epsilon=60\%$ -水淬

这类相变有一些特性：

(1) 它是动态相变，是在有轧制力产生形变储存能后诱导相变，不是轧后冷却的相变。由于是动态相变，它属于非平衡态过程，因而在一定条件下就有逆相变及其他亚稳相变出现的可能。

(2) 它是形核为主的相变。 α 相形核首先产生于具有高畸变储能的原子晶界，在临界尺寸晶核(r^*) 以上的新相形核后沿 α/γ 相界前沿高畸变区反复形核，这个形核条件取决于局部应变和应变能足够大(即有一个微观的临界应变变量)，在系统应变能增大后也在晶内高畸变区(应变带，滑移带，孪晶带，亚结构界面、第二相界面)不断产生形核。这个反复形核是形核的不饱和过程。不能用 Cahn 提出的饱和形核机制描述，也不能用一阶段的 J-M-A 方程描述。

(3) 它具有快速相变特征。在化学势驱动和高温扩散型相变范围内，碳的上坡扩散和管道扩散快(因位错密度在增加，又是高温过程)是主要决定因素，计算表明在毫秒级就能发生。

(4) 它具有超细晶表现。计算指出，DIFT 相变的临界核心尺寸(r^*)比类似温度的再结晶相变或轧后冷却 - 相变的尺寸都小，见图 4。若 $\Delta G_D = 50\text{J/mol}$ ， $r^* = 0.064\mu\text{m}$ ，在一般低碳碳素钢中，铁素体的平均晶粒尺寸可在 $5\mu\text{m}$ 以下(生产条件)，而实验室可达 $1\mu\text{m}$ 左右。在微合金钢中因有 $M(C, N)$ 存在，就会阻碍新生 的长大。它的铁素体晶粒尺寸在生产条件下也能达 $1\sim 2\mu\text{m}$ 。形成的超细晶会按照 Hall-Petch 关系强化材料。

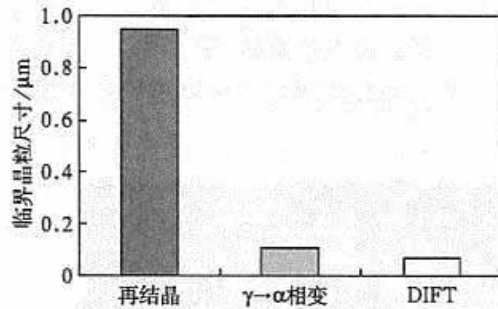


图 4 不同过程的临界晶粒尺寸(r^*)比较
Fig. 4 Comparison of critical nucleus radius(r^*) with different transformation process

(5) DIFT 的发生并在连续轧制过程中伴生了铁素体动态再结晶(—DRX)， 动态再结晶使得最终出现超细等轴化铁素体，使材料强韧性和各向同性基本得到保证。DIFT / —DRX 是两个阶段但又是连续轧过程中连续交叉发生，这是工艺控制重点。

(6) 在连续变温轧制时不追求极高的 DIFT 体积量，(实验室采用大形变量和深过冷双重作用后可达 90% 以上，生产条件下很难超过 50%)。这种诱导过程对随后的 TMCP - +P 产生影响，若把 —DRX，DIFT / —DRX 和冷却 / - +P 三类过程最优组合，可以得到“强度翻番，韧性优良”的新一代钢铁材料。

2 形变诱导析出和中温相变控制

在微合金钢中，低碳(或超低碳)贝氏体(LCB)和针状铁素体(A.F)是两类极有前景的钢类。它在强度($\sigma_s > 400\text{MPa}$)提高同时保持了高韧性(有些 A.F 钢 AK_{300J} 并达 400J 水平)，我们的工作表明在氢致应力腐蚀条件下(西部开发用管线钢)它比超细铁素体(UFF)钢有更高的耐应力腐蚀能力。

这类钢的超细化不是铁素体晶粒细化(它不是 +P 组织了)，而是充分运用变形诱导析出(Deformation Induced Precipitation, DIP)和中温相变控制。在 LCB 和 A.F 钢类中微合金的碳、氮化物 $M(C, N)$ 与基体相变和强化机制关系密切，它们部分在凝固析出(特别是与 Ti 有关的碳氮化物)，更多的(特别是 Nb, V 有关的碳氮化物)是在轧制中析出。考虑轧制后的基体再结晶和 $M(C, N)$ 析出两个过程的竞争性，这在图 5 中显示了二者的竞争性(用轧制--析出(脱溶)--温度--时间图分析，RPTT)。可以看出， $M(C, N)$ 的析出推迟了 再结晶的发生，实质上是析出的发生产生了未再结晶区轧制[5]。因此微合金钢的 TMCP 实质是未再结晶区轧制--析出--轧后冷却控制的系统工程。

由于现代轧机的高速化，板带(特别是薄板)的精轧阶段高速化，使得 $M(C, N)$ 的变形析出过程没有完成， 再结晶又没有发生，使相变的基体(LCB 或 A.F)保留有高密度位错，这也是针状铁素体和低碳

贝氏体的组织特征之一。

如何在轧制阶段使析出和位错组态变化两者朝提高材料性能方向控制?“973”的工作发展了位错弛(Relaxation)--析出(Precipitation)--控制(Controlling)技术,即RPC技术。它是将热轧后具有高密度位错的组织状态,经过轧后在高温阶段适当时间保持,让高密度位错在无外力条件下适当弛豫,弛豫的位错通过运动及相互作用产生位错胞状结构,通过胞壁的完整化,胞间取向差的加大及胞的尺寸变化使胞状结构发展,形成了超细化组织。同时高温保持也让析出M(C.N)过程充分发展,钉扎和稳定化了胞状结构并产生的超细组织,最终表现为板条数长度和板条数宽度都细化 and 短化。图6是试验钢(0.06%C—0.05%Nb—0.02%Ti)的工艺示意图及组织细化结果。图7是显微组织(金相)和电镜(TEM)观察的结果,它们最终使得材料强度达到 σ_s 800MPa 级水平 [6]。

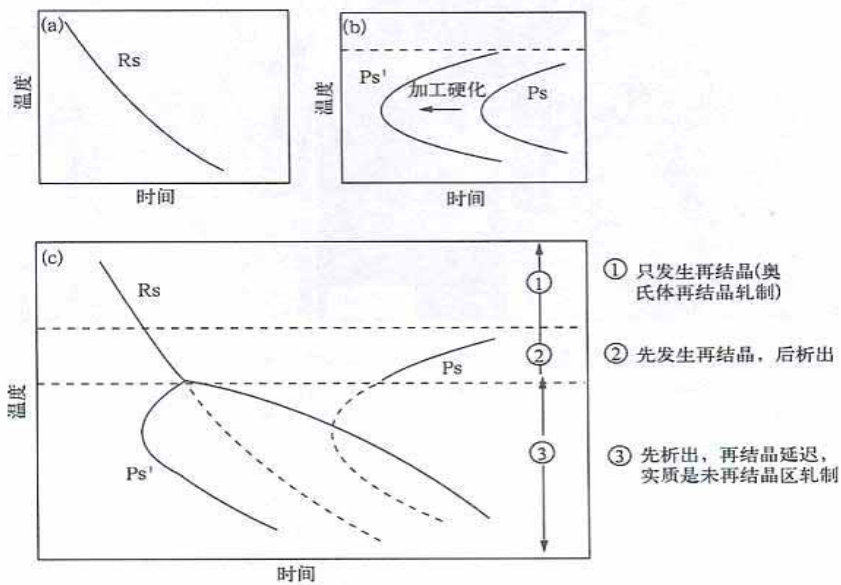


图5 再结晶与M(C,N)析出过程及相互制约过程的示意图

Fig. 5 Schematic diagram of interaction between recrystallization and precipitation of M(C,N)

(a) 再结晶; (b) M(C,N)析出; (c) RPTT图(轧制—脱溶—温度—时间图)

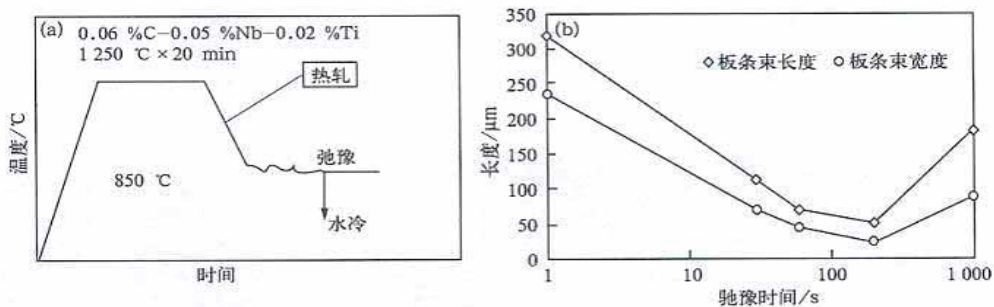


图6 试验钢弛豫—析出—控制(RPC)的原理示意图(a)及组织细化(b)

Fig. 6 Schematic diagram of Relaxation-precipitation-controlling and microstructural refinement

3 薄板坯连铸连轧工艺中的超细化现象

近几年来,薄板坯连铸连轧(Thin-slab Casting and Rolling, TSCR)工艺在我国正蓬勃地发展。据报导[7]我国已建成7条近1000万t/a能力的TSCR工艺路线。当前应加快发展适应这一新流程的产品开发。

从材料学观点看来,薄板坯连铸连轧流程与传统板带流程有两个明显不同的特点。第一,它的凝固

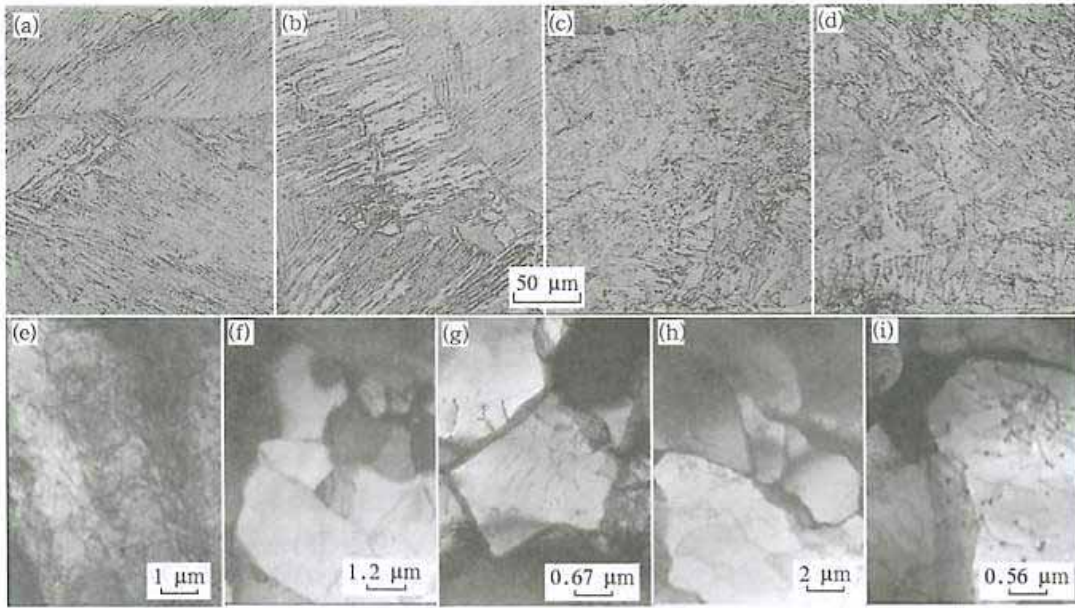


图 7 低碳贝氏体钢 RPC 工艺处理的组织演变

Fig. 7 Variation of microstructure in low carbon bainite steel during RPC process

(a) 弛豫时间 0 s; (b) 弛豫时间 50 s; (c) 弛豫时间 200 s; (d) 弛豫时间 1000 s; (e) 弛豫时间 0 s;
(f) 弛豫时间 60 s; (g) 弛豫时间 60 s; (h) 弛豫时间 1000 s; (i) 弛豫时间 1000 s.

铸坯薄。即它的凝固冷却速度比传统板坯快 1—2 个数量级，见图 8。

由于快速凝固，二次枝晶臂间距明显缩短，最小臂间距可达亚微米级，因而在凝固过程中枝晶间析出的析出相(Al_2O_3 , MnS , Fe_xO_y 等)尺寸明显细化，即液相在冷却时由于过饱和和析出的

氧化物和硫化物呈现纳米级大小的数量明显增加，从珠江 CSP 取样分析充分证明这一点[8]，一个示例见图 9。

第二个特点是它的直接轧制性。TSCR 是连铸坯在结晶器出口形成，通过二冷段、扇形段等必要冷却和输送等过程后，以大约 1100 状态(表面温度略低，心部高于 1100)进入均热炉保温后轧制。它没有传统板坯生产工艺，即轧后冷却，发生 $\gamma - \alpha + P$ 相变，冷至约 600 后热送至加热炉，再逆相变($\alpha - \gamma + P$) 后轧制。因此 TSCR 是一高温直接轧制过程。

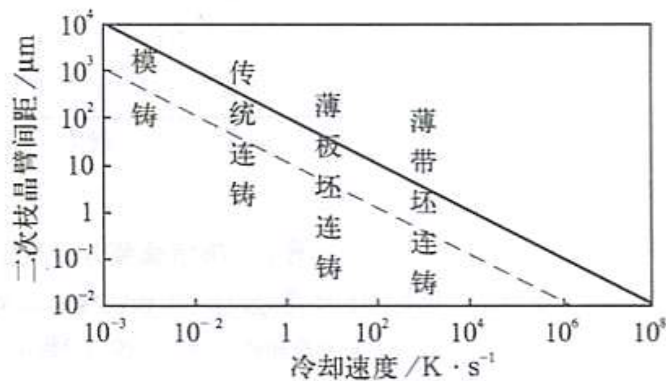


图 8 铸坯二次枝晶臂间距与冷却速度的关系

Fig. 8 Correlation between second arm distance of slab with cooling speed during solidification

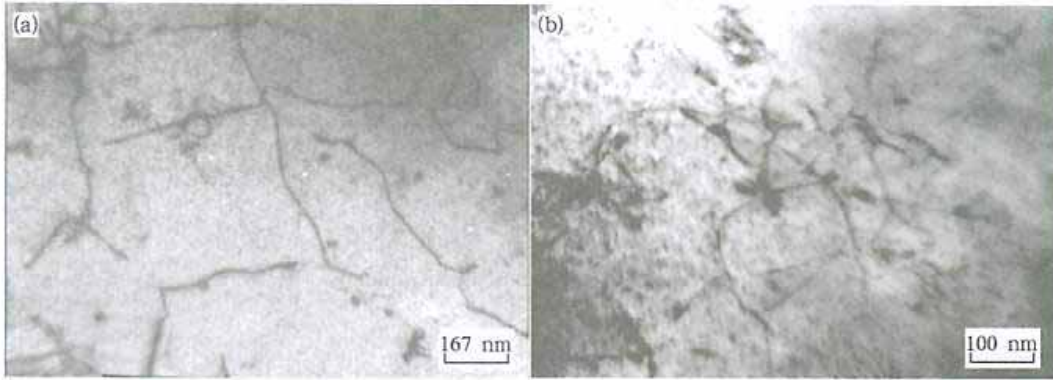


图 9 薄板坯连铸连轧流程中析出的纳米相 TEM 证明

Fig. 9 A demonstration of nano-meter precipitation in TSCR process

(a) 连铸坯(TSCR slab); (b) 热轧板 (TSCR hot-rolled sheet)

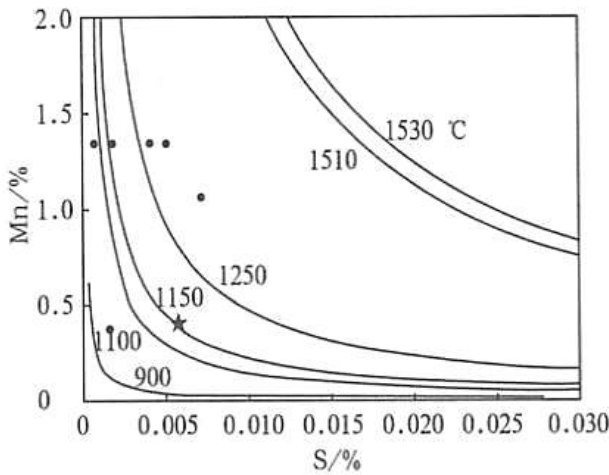


图 10 MnS 溶解度和析出状态图

Fig. 10 MnS solubility and precipitation

如果钢中硫、氧等含量较低(洁净度较高), $[Mn][S]$ 溶度积较低, 就有可能出现 MnS 的形成, 主要在固态(理论上若偏析不存在, 液态不形成 MnS)。图 10 是 Mn、S 形成(析出)MnS 与形成温度的关系曲线, 图 10 中 为珠江钢铁公司主要产品(Q195)2002 年 1 月 63 炉统计平均成分(%): C 0.056, P 0.014, S 0.0052, Mn 0.37。证明多数应在均热段或轧机头两个机架析出。它不会像传统板坯那样, 铸坯冷却时就已经析出, 即在轧制状态前多数早已存在, 在 TSCR 工艺中轧制前多数在均热段尚未析出。

这种直接轧制和(MnS)的较低温度固态析出, 造成(MnS)形成纳米级“夹杂物”。与此类似, $[Al]$ 、 $[N]$ 形成(A1N)的温度范围也和直接轧制的后几个道次吻合, 它们都形成了纳米相。另外, 电炉钢厂(例如珠江)由于废钢含铜较多($\sim 0.2\%Cu$)也发现纳米级的富铜相。至于轧制过程是否诱导或加速(MnS), (A1N)和富铜相的析出, 这一工作至今尚无最终结论。所有这些现象使奥氏体再结晶细化产生可能, 即轧钢过程中在机架间奥氏体反复再结晶时(动态再结晶和静态再结晶), 这些纳米相的存在阻碍了奥氏体晶粒的长大, 也使最终产品铁素体晶粒尺寸明显减少, 达到 $3\sim 5\ \mu m$, 见图 11 和表 I。最后, 使产品在保证伸长率基本不变条件下, 材料强度翻番。有分析认为强度提高既含有纳米相阻碍晶粒长大作用, 又有纳米相产生析出强度的作用。第一种作用已被实验事实证明, 表 1 就是示例。第二种作用还没有严格的证

明，因为析出强化应是强度提高塑性下降，可是塑性指标至今未发现明显下降，这一观点尚待更多工作加以证实。

表 1 珠钢钢材成分与力学性能

	C/%	Si/%	Mn/%	s/MPa	b/MPa	5/%
Q195(GB700-88)	0.060-0.120	0.30	0.25-0.50	195	315-390	32
试验钢材平均	0.050	0.10	0.37	387	434	33

4 调质钢的超细化及提高延迟断裂的途径

机械制造用钢主要指制造齿轮、轴类、连杆、连结件(螺栓等紧固件)等机械零件用钢，大多是中碳钢和中碳合金钢，是在调质态(淬火+高温回火)热处理后使用，因此常把机械制造用钢，合金结构钢和调质钢混合起来称呼。目前我国年产量已超过 1500 万 t(仅 45 号碳素钢就在 1000 万 t/a 左右)。

通过热处理(调质)后，其显微组织是回火马氏体+碳化物。通过对淬火前的奥氏体超细化，证明其力学性能可以提高。图 12 是商业的 42CrMo 钢经奥氏体超细化后常规力学性能的变化，与传统的细晶热处理(奥氏体晶粒度在 ASTM 8 级左右，即 20~30 μm 左右)相比，当细化至 10 μm 以下，所有的力学性能(强度、塑性、韧性)都有明显的改善。采用电致加热新的热处理技术，可以稳定地将 42CrMo 钢的奥氏体晶粒度细化至 5 μm 左右。

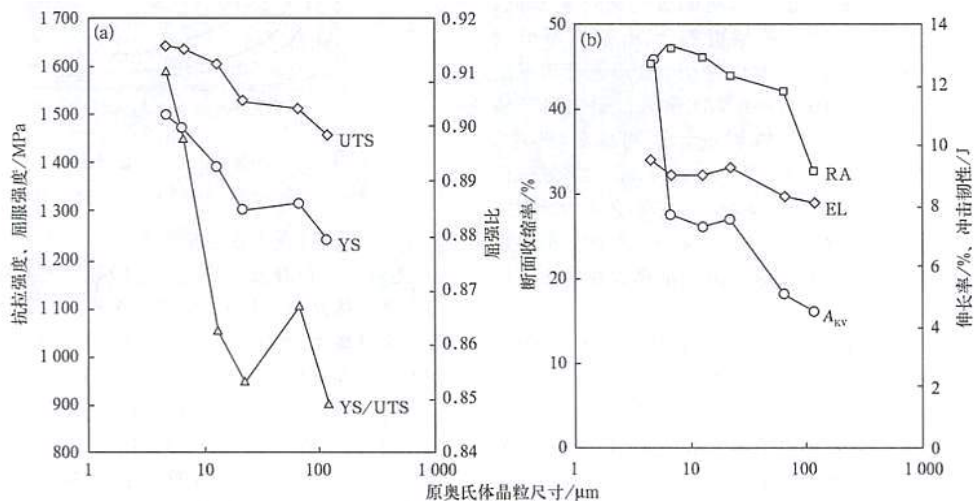


图 12 商业 42CrMo 钢奥氏体晶粒尺寸与常规力学性能的变化

Fig. 12 Variation of mechanical properties with prior austenite grain size in Commercial 42CrMo steel

(a) 强度、屈强比; (b) 塑性、冲击韧性

对于这类钢，仅仅提高强韧性，或仅仅晶粒细化不能全面满足使用要求。例如绝大多数合金结构钢当抗拉强度提高 1200MPa 后，产生延迟断裂，如图 13 所示。这样进一步强度提高失去了使用价值，反而造成更大的不安全性。从应用看提高疲劳强度和疲劳寿命，提高抗延迟断裂性能是更重要和更艰巨的课题。抗疲劳性能的提高联系着钢中洁净度的提高，特别是氧化物大小及分布的变化，它对生产这类钢的电炉冶金工艺是高难度挑战，本文不加叙述。提高延迟断裂强度不仅仅与晶粒细化有关，还与钢中相结构、晶界状态有关。如图 14 所示，在我们开发的超细晶 ADFI 钢中[10]，超细晶能提高延迟断裂强度比，但是进一步的超细晶化，如图 14 中所示奥氏体细化至 2 μm 时，它的延迟断裂比并不比较粗的晶粒尺寸(4 μm)好。延迟断裂实质是氢脆现象，通常以沿晶断裂形式发展，因而易在使用时发生延迟的脆性断裂。

因此，在超细晶基础上，如何强化晶界，增加钢中的氢陷阱以及减少活动氢的浓度是必须同时考虑的问题。本文由于篇幅限制不再介绍，见另文[11]。但其关键思路是：

- (1)发展二次硬化钢，它比一般调质钢在高温回火后强度提高 200 ~ 400 MPa，为此应用了 $M_{02}C$ ，VC 的析出控制；
- (2)在采用电致热处理和循环热处理作奥氏体细晶化热处理同时，借鉴 HSLA 钢的 Nb 细晶化作用；
- (3)采用加 Mo 使 Mo 偏聚在奥氏体晶界，通过低能电子衍射和晶界强度计算证明强化了原子相的晶界；
- (4)充分应用 V、Ti 碳化物的氢陷阱作用。

按其思路，新发展的新材料已小批量在依维柯(IVECO)汽车和康明斯发动机上作 13.9 ~ 14.9 级高强螺栓使用，突破了国际上最高只有 12.9 级螺栓钢的限制。

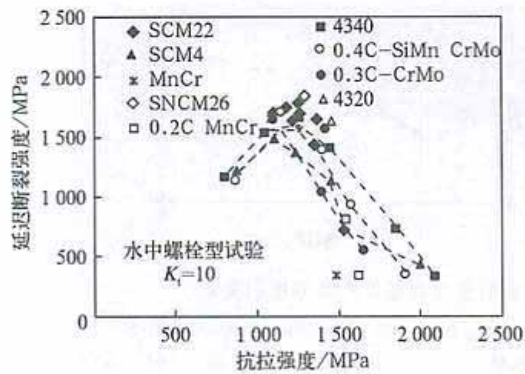


图 13 强度对低合金马氏体钢延迟断裂敏感性的影响
Fig. 13 Effect of strength on the susceptibility to delayed fracture of low alloy martensitic steels

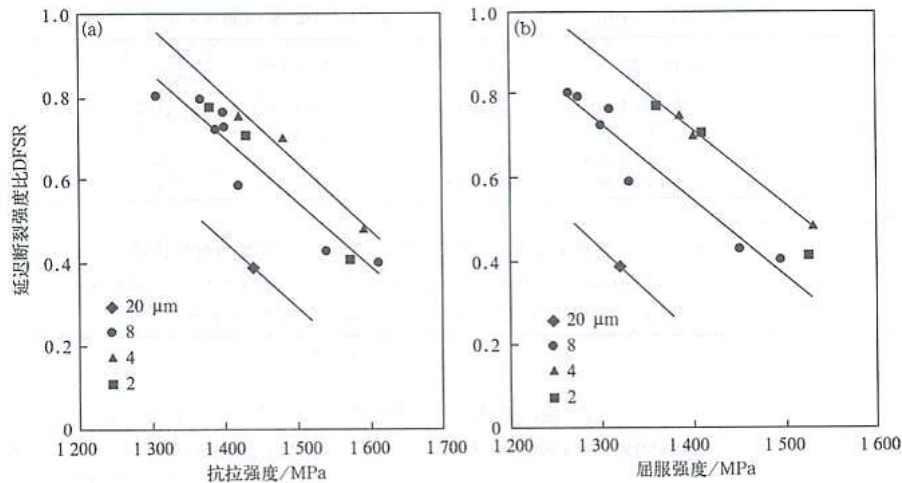


图 14 高强螺栓钢(ADF1)中超细晶粒与延迟断裂强度比的关系
Fig. 14 Variation of Delayed Fracture Strength Ratio (DFS R)

5 无碳化物贝氏体 / 马氏体复相钢(Carbide-Free Bainite / Martensite, CFB / M)的发展

以 30CrMnSi 为代表的低合金高强度钢，它们经济性好强度高，在重要工程结构和交通运输、军事工业中有大量、长期的应用业绩。这类钢一般采用中低温回火热处理工艺，以充分运用回火马氏体的高强度。但是它的韧性和断裂韧性有待发展，特别是氢脆敏感性同样抗延迟断裂性能不理想。“973”项目研究并发展了“无碳化物贝氏体 / 马氏体的复相钢，并在其中分布着膜状富碳残余奥氏体”的思路，涉及开发了系列新钢种(0.2-0.25%C, Si 从 1.0~2.0%等几个钢种，并有适当的 Cr、Mn)。

产生 B/M 复相组织并同时存在富碳残余奥氏体，是借助于 Trip 钢(Transformation Induced Plasticity, 相变诱导塑性)原理，利用硅的这种作用。硅又是石墨化元素，它的溶解也使贝/马(B/M)组织抑制碳化物的析出。由于奥氏体(FCC 结构)比铁素体(BCC 结构)溶解氢能力高一个数量级，它可避免活动氢的局部高浓度集中产生氢脆，同时残奥以膜状分布在 B/M 相界面(图 15)，它极大地提高高强 B/M 组织的抗裂纹扩展能力，既提高了韧性和断裂韧性。表 2 是让 C-Si 钢和 30CrMnSi 钢处理成相同的抗拉强度(1510 ~ 1530 MPa)，发现新钢种 U20Si 有较高的应力腐蚀条件下的断裂韧性 K_{ISCC} 和较低的裂纹扩展速度。如果同样的 C-Si 钢处理成马氏体(M)组织或处理为无碳化物贝/马组织(CFB/M)，从图 16 和表 3 看，它的断裂韧性和冲击功都明显提高。这说明，这一思路为低合金高强度钢在中低温回火应用条件下开辟了一条利用复相组织在保证高强度($\sigma_b \geq 1500\text{MPa}$)条件下提高韧性和耐延迟断裂特性的新途径。

表 2 C-Si 钢 (U20Si) 和 30CrMnSiA 的抗应力腐蚀性能比较

材料	热处理方式	σ_b/Mpa	$K_{ISCC}/\text{Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$da/dN(\times 10^{-5})/\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	AR/%
U20Si	900°C,A.C.280°C回火	1520	51.5	1.2	9
U25A	900°C,A.C.280°C回火	1510	45.6	1.8	6
U20	900°C,A.C.280°C回火	1530	40.5	2.7	3
30CrMnSiA	880°C,O.Q.440°C回火	1510	36.2	3.2	-

表 3 同一钢种采用两种不同组织(M, CFB/M)时的断裂韧性比较

组织	回火温度 / °C	
	820°C	350°C
M(U25AB)	$K_{IC}104.2 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$K_{IC}93.7 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$
CFB/(U25AB)	$K_{Q003} \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}, K_{max}170 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$K_{Q1175} \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}, K_{max}179 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$
M(U20Si)	---	$K_{IC}98 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$
CFB/(U20Si)	$K_{Q122} \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}, K_{mx}150 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$	$K_{Q123} \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}, K_{mx}188.5 \text{ Mpa}\cdot\text{m}^{1/2}$

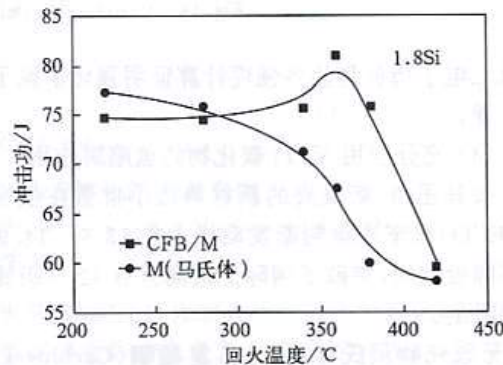


图 16 不同回火温度下两种组织冲击韧性的对比
 Fig. 16 Comparison of impact energy (J) with tempering temperature at different microstructure in 0.2 %C-1.8 %Si steel

为发展这类钢，必须注意以下问题：

(1) 由于在中低温回火，必须处理好抗第一类回火脆性能力的设计和工艺；

(2) 运用 CFB / M+ 残余大幅度提高冲击韧性和断裂韧性，在实际工艺中必须有高的洁净度作为基础以防止夹杂物在高强条件下的裂纹源问题。

(3) 残余既提高抗氢致破坏能力，又提高韧性。但它必须有足够的热稳定性，能在使用温度和应力下不产生 ϵ -M 的相变。

(4) 进一步提高残余富碳薄膜的分布均匀性和进一步细化各类组织是进一步发展这类钢的课题。

目前这类钢已有若干试用领域和项目。新建的香港九号码头栈桥用 I4.9 级 (σ_b 1400 Mpa, σ_s / σ_b 0.9) 塔吊锚固大螺栓，就是国际投标中决定采用的新材料。