

高洁净度超细晶 微合金化高强高韧钢

文集 1

1998

冶金部钢铁研究总院

高洁净度超细晶微合金化高强高韧钢

1998年(总第1集)

主 办：冶金工业部钢铁研究总院

主 编：高怀 董翰 焦晓渝

责任编辑：富莉

编辑者：冶金部钢铁研究总院

出版者：《钢铁研究学报》编辑部

地 址：北京学院南路76号(100081)

印刷者：北京天森图文公司

发行者：本刊编辑部

北京市内部报刊准印证第(Z)1113-971216

序 言

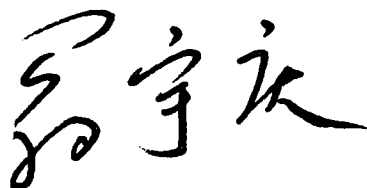
在经历了代用材料的强烈冲击后，人们已经开始重新认识钢铁材料的重要作用。研究和开发新一代钢铁材料是当今世界上冶金科技发展的重要方向之一。日本 1997 年正式启动的四大科研项目就有一项“超级金属研究计划”。该计划为期十年，总投资额高达 1 000 亿日元。它的主要内容是研制强度和寿命相当于现有钢铁材料两倍的新一代钢铁材料。

新一代钢铁材料的诞生建立在基础理论研究和工艺技术革新的基础上。经过长期不懈的努力，目前钢铁材料科学和工艺技术已取得了巨大的进步。钢铁材料的微观组织与宏观性能之间的关系已逐渐清晰，利用微观理论可解释钢铁材料的某些宏观行为。铁水预处理、转炉复吹、超高功率电炉冶炼、炉外精炼、中间包冶金、高效连铸等用于生产高洁净度和高均匀度钢材的冶炼工艺技术不断进步。通过微合金化、控轧控冷、超细晶粒组织控制等可提高钢材性能。钢的合金设计在观念上有所突破，开始采用微观理论与计算机模拟技术相结合的方法指导材料的设计和开发。

钢铁材料科学的研究已经开始从宏观进入微观、从定性进入定量或半定量、从静态进入动态，这标志着钢铁材料研究进入一个新阶段。但是，尽管钢铁材料科学已发展到如此高的水平，但还远不是一门成熟的科学，还未能建立起准确预测材料性能的理论。

为了及时掌握国际上新一代钢铁材料研究和开发工作的最新进展，冶金工业部钢铁研究总院组织各领域的专家进行了专题调研，并从中选取了部分有参考价值的文献翻译、出版了这本旨在反映国际钢铁材料研究最新动态的文集。该文集以理论研究为中心，内容包括综述、最新进展、理论研究和工艺及合金成分设计四个方面，突出反映了目前钢铁材料以高纯洁净度、高均匀度和超细晶粒为主的技术思路的研究成果，重点介绍了日本“超级金属研究计划”的最新进展情况。

该文集可为我国新一代钢铁材料的基础研究提供参考，为超级金属开发项目的立项决策提供依据。

A large, stylized handwritten signature in black ink, likely belonging to Li Ning, positioned above the date.

1998 年 6 月

高洁净度超细晶微合金化高强高韧钢

1998 年

文集 1

目 次

综 述

低合金钢的强化和韧化理论研究 (冶金部钢铁研究总院 董翰)	1
钢的组织控制发展现状与展望	7
超金属开发计划	16

最新进展

一个强韧化钢的新概念—晶界非平衡偏聚 (冶金部钢铁研究总院 徐庭栋等)	22
向 1 500 MPa 超级马氏体钢挑战	27
向 650 °C 级铁素体系耐热钢挑战	30
向 800 MPa 级铁素体—珠光体焊接结构钢挑战	34
急冷和直接淬火生产 130ksi 级高强度钢的进展	37
80 kg 级高强度钢焊接热影响区的韧性	41
机械研磨促使铁晶粒细化和高强度化	43
向耐海水腐蚀钢的开发挑战——降低构件综合寿命成本	45
环境腐蚀性和钢铁材料耐蚀性的电化学评价法	48
向火力发电设备用铁素体系耐热钢挑战	51

理论与工艺

再结晶控制轧制生产船体用 Ti、Nb 结构钢的进展	55
改进高强高韧无间隙原子钢的工艺方法	62
高性能结构钢的发展	67
高屈服强度钢的形变热处理 — 第 1 部分 HY-130 钢	76
高强度结构用微合金化厚钢板的研究	82
电子表格模拟线棒材轧制过程中晶粒度的变化	90

大变形结构钢再结晶时超细晶粒结构的形成·····	102
微合金结构钢热带的轧制·····	105
铌微合金化细晶粒结构钢的形变热处理对冷轧带钢性能的影响 ·····	111
弱磁场对金属结晶过程的作用·····	118
高强度低碳钢多相显微结构及其性能 ·····	121
采用氢化、时效和脱氢处理获得 $\alpha + \beta$ 型钛合金等轴超细晶粒·····	129
形变诱发铁素体的重要性及控制其形成的因素·····	134
热轧过程中显微组织的演变·····	142
添加 Nb 和 Ti 的高强度钢中析出物和奥氏体晶粒的长大行为·····	149
采用在奥氏体未再结晶温度区每道次大压下量轧制细化铁素体晶粒·····	155
在实际应用中显微组织的控制·····	161
连续热变形时超细晶粒铁素体的形成·····	167

合金设计与性能预测

材料性能预测和控制模型的开发·····	173
钢板制造过程中材质预测控制的现状及课题·····	187
研究经济合金化低碳高强度钢时计算机的应用·····	195
辅助合金钢研制的专家系统— ASPRES ·····	198

钢铁研究院科技信息室

竭诚为您提供以下服务

- ★ 笔译英、日、德、俄文技术资料，并可代理出版、发行业务；
- ★ 为冶金学术交流、贸易、洽谈、参观、参展提供英、日、俄口语翻译；
- ★ 为技术改造、技术推广、节能降耗、企业诊断、企业兼并、产品与设备进出口、融资、市场行情等提供咨询和中介服务；
- ★ 在《钢铁》、《钢铁研究学报》（中、英文版）等七种杂志上刊登中英文论文及各类广告；
- ★ 提供中英文为主的科技文献及现行国标、冶标、中外专利的查询检索服务；
- ★ 提供冶金及相关领域馆藏中外文图书及期刊借阅服务；
- ★ 提供复印及打字服务。

联系电话：（010）62183313； 传真：（010）62182514

低合金钢的强化和韧化理论研究

董 翰

冶金部钢铁研究总院

低合金钢最重要的力学性能指标是室温屈服强度 σ_s （或条件屈服强度 $\sigma_{0.2}$ ）和冲击韧脆转折温度 T_c 。在大多数应用条件下， σ_s 和 T_c 是设计选材的最基本指标。随着工程应用对材料高性能需求的提高，人们一直把提高低合金钢的 σ_s 和降低 T_c 作为研究和开发的重点。为了了解影响 σ_s 和 T_c 的微观组织因素，将在理论上指导新型高强度和高韧性低合金钢的研究和开发。确切地说，影响钢材强度和韧性的主要原因是基本组织微观缺陷造成的，它包括了晶粒间界、沉淀粒子、位错亚结构，固溶畸变区等。上述微观缺陷结构均将导致低合金钢强度的提高，然而除了晶粒间界增多会使韧性增高外，其余微观缺陷结构都将使韧性下降。

目前在钢铁材料的微观缺陷结构与力学性能之间的关系已进行了大量的理论和试验研究，一些定量数学表述式已应用于合金设计和生产加工，特别是应用于低合金钢的研究与开发。本文将论述影响低合金钢强度和韧性的微观缺陷结构，给出一些成熟的微观缺陷结构与力学性能关系式，并确定低合金钢的主要强化和韧化方式。

1 低合金钢的晶粒细化

一般说来，钢的强化机制包括了晶粒细化强化、沉淀强化、固溶强化和位错强化等。对于不同种类的低合金钢，其方式各有特色。即可能是单一的强化机制，也可以是多种强化机制的复合。对于低合金钢的晶粒细化强化可以用 Hall-Petch 公式来描述^[1]：

$$\sigma_s = \sigma_0 + k d^{1/2} \quad (1)$$

式中 σ_0 是内摩擦应力； k 为常数； d 是晶粒直径。

而同时取决于晶粒直径的还有低合金钢的韧脆转折温度。Petch 根据断裂应力与晶粒直径关系的研究，得出了^[2]：

$$\beta T_c = B - \ln d^{1/2} \quad (2)$$

式中 β 和 B 为常数。由于晶粒细化是唯一能够同时提高钢强度和韧性的方法，因此，多年来人们一直通过多种手段致力于晶粒的细化。对低碳软钢大量的试验研究表明^[3]，在应变速率为 $6 \times 10^{-4} \sim 1 \text{ s}^{-1}$ 内，晶粒直径范围由 $3 \mu\text{m}$ 到无限大（单晶）时，室温下 k 的数值在 $14.0 \sim 23.4 \text{ N/mm}^{3/2}$ 的范围内。在低合金钢中一般采用 $k = 17.4 \text{ N/mm}^{3/2}$ 。

目前在我国一般钢厂中所生产钢材的铁素体晶粒直径大致为 $20 \sim 14 \mu\text{m}$ （相当于 ASTM No. 8 ~ 9 级的铁素体晶粒度），根据式（1）可计算出相应的屈服强度增量 $k d^{1/2}$

约为 131 ~ 148 MPa，在一般的普碳软钢中大约一半的强度来自于晶粒细化。可见，晶粒细化是钢中最为重要的强化方式之一。国际上工业发达国家的各种产品的有关数据如表 1 所示^[4]。

另一方面，钢材的晶粒细化受到了工厂实际生产条件和产品尺寸的限制，而要使钢材晶粒超细化更要受到经济条件方面的严重限制。事实上，有关文献指出，由于铁素体晶粒形核长大条件的限制，要得到低于 1 μm 的铁素体晶粒尺寸几乎是不可能的；而在目前的条件下，要在一般钢材中得到小于 5 μm 的铁素体晶粒尺寸，在经济上也将是不合算的。因此，

为了有效地提高钢材的屈服强度，还必须考虑其他的强化方式。

表 1 各种产品可达到的最小晶粒直径和相应的强度增量

产品	晶粒直径 d/μm	d ^{-1/2} /mm ^{-1/2}	kd ^{-1/2} /MPa
厚板	8 ~ 10	10 ~ 12	174 ~ 209
薄板	5	14	244
正火板材和棒材	5	14	244
带材	3 ~ 4	16 ~ 18	278 ~ 313
实验室最佳正火材	3 ~ 4	16 ~ 18	278 ~ 313
实验室最佳控轧材	1 ~ 2	25	435

然而日本在 1997 年启动了“STX-21 超级钢铁材料”大型科研计划，目标是使晶粒直径 d ≤ 1 μm，强度和韧性提高 100 %。“STX-21 超级钢铁材料”研究周期达二十年，结果目前尚不得而知。但这也表明了人们正在向铁素体晶粒的极限挑战。晶粒细化一般包括了相变前奥氏体细化或位错化、奥氏体内部增

加形核质点和相变冷却细化等。低合金钢的组织可以是铁素体，也可以是铁素体-珠光体、马氏体、贝氏体等。此时晶粒直径 d 则为广义的晶粒直径，如对片状珠光体组织：

$$\sigma_s = \sigma_0 + KS^n \quad (3)$$

式中 S 是珠光体层片间距，n=1 或 n=1/2，但它不是一个反映材料本质的常数。当 n=1/2 时，k=0.247 N/mm^{3/2}^[5]；当 n=1 时，σ₀=139 MPa，k=46.4 N/mm^{3/2}^[6]。

对于板条马氏体或贝氏体组织：

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + kl^1 \quad (4)$$

式中 l 为板条马氏体尺寸，典型值为 0.2 μm；k 是由板条尺寸面导致的强化系数 k=115 N/mm^{3/2}。对于不同的组织，σ₀中所包含的强化因子各不相同，可表述为：

$$\sigma_0 = \sigma_{Fe} + \sum x_i \sigma_{ssi} + \sigma_c + k_D \beta_D^{1/2} + kd^{1/2} + \sigma_p \quad (5)$$

式中：σ_{Fe} 为退火纯铁的强度，σ_{Fe}=219 MPa(300 K)；σ_{ssi} 为置换固溶(i)强化；σ_c 为碳原子的间隙强化；k_Dβ_D^{1/2} 为位错强化；σ_p 为沉淀强化。

相对于强化理论，韧化理论的发展较为滞后，这与韧性指标的不确定和韧化原理的复杂性有关。目前所采用的 50 % FATT 作为转折温度受试样尺寸影响较小，更接近于材料的本征性。公式(2)可以看出，随着晶粒尺寸变小，韧脆转折温度下降。然而该式在实用上略有不便，后来 Pickering 等对低碳钢提出韧脆转折温度的表述式为：

$$T_c = a - bd^{1/2} \quad (6)$$

式中 a 包括了除晶粒直径外其它所有因素对韧脆转折温度的影响，而 bd^{1/2} 为晶粒直径对韧脆转折温度的影响，一般 b=11.5 °C/mm^{1/2}。当铁素体直径由 20 μm 细化到 5 μm 时，可使 T_c 下降 81 °C。晶粒细化的脆化矢量为 -0.80 °C/MPa，而析出强化和相变强化的脆化矢量为 0.46

°C/MPa。因此，晶粒细化可以在大幅度地提高强度的同时使冲击转折温度大幅度降低，而其能够有效地提高钢材屈服强度的强化方式都将导致冲击转折温度的升高。因此，只有晶粒细化才是使钢材有效地强化并韧化的唯一的方式，采用其他大幅度提高强度的强化方式后都将导致韧性下降。所以晶粒细化是钢中最基本的必不可少的强化方式。 σ_s 和 T_c 均为晶粒直径的简单函数，因此，在 σ_s 和 T_c 必然与 d 有直接联系。根据位错裂纹模型可得^[8]：

$$\varepsilon(T-T_c) + \sigma_s = (4\mu\gamma/Mk)d^{1/2} \quad (7)$$

式中 ε 为常数； M 为缺口根部导致应力集中的几何尺寸； μ 为切变模量； γ 是表面能； T 为温度。上式为屈服强度与韧脆转折温度关系式。它表明随着强度的增高， T_c 增大的程度。由此可计算出脆性矢量 $1/\varepsilon = 0.46$ °C/MPa。而晶粒细化可同时提高强度和韧性：

$$T - T_c = [(T-1)/\varepsilon]\sigma_s - (T\varepsilon)\sigma_0 \quad (8)$$

当晶粒细化导致了 σ_s 的增高时， T_c 以 $(T-1)/\varepsilon$ 的速率下降。式中 $\Gamma = (4\mu\gamma/Mk^2)$ 。

2 低合金钢的沉淀强化

在低合金高强度钢中，晶粒细化是最佳的强化方式，因为它改善了韧性。沉淀强化是其次采用的强化机制。高温时在奥氏体内形成的粒子虽然对控制晶粒长大有效，但因为粒子尺寸太大，并且相距太远，不会造成强化。强化粒子是低温时在奥氏体或铁素体内形成。由于钒在奥氏体的溶解度较大，因而趋向于在铁素体中沉淀，所以它是一个有效的强化元素。尽管铌和钛在奥氏体中的溶解度较小，在一些低合金钢中也起到一定的沉淀强化作用。

在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相转变时，碳化物或氮化物的溶解度产生不连续的降低。沉淀的形核与长大在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 界面上发生，此界面通常是作不连续运动的，从而导致相间沉淀。其中粒子是在界面上和这些面的线上形成，这些线标志着界面上的凸出部以前的位置。

Honeycombe 曾评述了奥氏体转变时合金碳化物粒子在 $\alpha \rightarrow \gamma$ 界面形核的直接证据。在单个奥氏体晶粒内这样的界面很少是弯曲的。相反，它们由小的平面所组成，小平面彼此之间由凸出部联结。铁素体与奥氏体之间的位向关系符合库久尔莫夫-萨克斯关系： $\{111\} \gamma // \{110\} \alpha$ $\langle 110 \rangle \gamma // \langle 111 \rangle \alpha$ 这样两个点阵的最密排面相互匹配，具有规则间距的沉淀粒子片在界面上形核，并在铁素体中长大。凸出部大概是非共格的，由于它们过快地运动，致使碳化物难以在其上形核。形核发生在运动较慢、低能的小平面上。凸出部的高度常常是均匀的，在 5 ~ 50 nm 之间。相间沉淀或相变后在铁素体内形成的粒子可以非常小，只有 5 nm 数量级，因而作为强化剂非常有效。对于热轧时在低浓度的铌比钛对于强化更有效。

由于沉淀对低合金钢强度贡献明显，人们积极研究沉淀强化理论和实验观察。根据 Gladman 等的理论，采用 Ashby 对 Orowan 修正模型，位错线在滑移面上两个相邻粒子之间弓出。模型还以沉淀粒子混乱分布为根据，认为这不是相间沉淀发生时的情况。对于沉淀强化有：

$$\sigma_p = (5.9f^{1/2}/x) \ln(x/2.5 \cdot 10^{-4}) \quad (9)$$

式中 f 为沉淀粒子的体积分数； x 是沉淀粒子的平均截线直径。由此可见，由沉淀粒子造成的强化随粒子尺寸的减小和粒子体积分数的增加而增加。图 1 表明，计算的沉淀强化值与观察结果十分吻合。强化低合金钢的沉淀物并不一定限于碳化物或氮化物。可以在钢中加入 1.0 % ~ 1.5 % Cu，由于铜原子在铁素体中的聚集，也可导致硬化。

3 固溶强化与有关因素的交互作用

固溶强化也是人们最早研究的强化方式之一，碳原子的间隙固溶强化是钢中最经济、最有效的强化方式，而置换固溶强化在很多合金钢中也是相当重要的强化方式。经过长时期来大量的试验研究工作证实，在一般的稀固溶体中，溶质的固溶强化造成的屈服强度增量可用下式表示：

$$\sigma_{Mi} = k_{Mi} [M_i]^{m_i} \quad (10)$$

式中 $[M_i]$ 为固溶体中溶质元素 M_i 的重量百分数； k_{Mi} 和 m_i 为常数。它们取决于基体及溶质元素的性质。 m_i 的数值介于 1/2 和 1 之间。当溶质元素的硬化能力较弱时(如在铁中溶解度较大的置换固溶元素)， $m_i = 1$ ；若溶质元素的硬化能力较强(如 α -铁中间隙固溶的 C、N 等溶质)，则 $m_i = 1/2$ 。当钢中间隙固溶的 C、N 量很小时，也可用直线代替抛物线关系。在低合金钢中，间隙固溶的 C、N 含量的变化范围很小，完全可以相当准确地采用近似的直线关系式。这样所有固溶元素的强化效果都可用下式表述：

$$\sigma_{Mi} = k_{Mi} [M_i] \quad (11)$$

一般来说，系数 k_{Mi} 大致随溶质元素在基体中的最大溶解度的倒数成正比。目前定量计算固溶强化屈服强度增量都是采用试验确定的系数 k_{Mi} 。由 k_{Mi} 系数值可看出，间隙固溶强化是相当有效的强化方式，也是最经济的强化方式。钢中淬火马氏体的强度随固溶 C 量可线性增加到 0.4% (每 0.01C% 升高强度 40 ~ 50 MPa)，而碳是最便宜的合金元素。因此，一般钢铁材料广泛地采用马氏体相变作为最主要的强化方式。当然，由于固溶度的限制，在近平衡状态下 α -铁中固溶的碳量是相当少的，在正火态或热轧态使用的一般结构钢中，碳、氮的间隙固溶强化并不能成为主要的强化方式。因为高的碳、氮含量(特别是间隙碳、氮含量)将极大地损害钢材的韧性和可焊性，因此，低合金钢中尽量避免采用间隙固溶强化方式。

一般置换固溶元素(磷除外)的强化效果都是很弱的，添加 1% 的合金元素仅能得到数十 MPa 的强度增量，而且随着添加量的提高，强化作用还要减弱。因此，置换固溶强化的相对成本很高。此外，置换固溶强化效果大的元素(如磷、硅等)对韧性的危害作用也较大。为此，一般微合金钢中并不有意地采用置换固溶强化方式。各固溶元素对屈服强度的影响显然存在很强的相互作用。但在一般低合金钢中固溶元素量较少，强化作用较弱，因而它们相互作用的效果也很弱。这样，我们就可以直接采用线性迭加法来计算总的固溶强化效果：

$$\sigma_{ss} = \sum k_{Mi} [M_i] = 4\,570[C] + 3\,750[N] + 37[Mn] + 83[Si] + 470[P] + 38[Cu] + 11[Mo] + 2.9[V] + 80.5[Ti] + 113[Sn] + 30[Cr] \quad (12)$$

利用上述公式时必须注意，这里的 $[M_i]$ 均指处于固溶态元素的重量分数，它们与钢材的

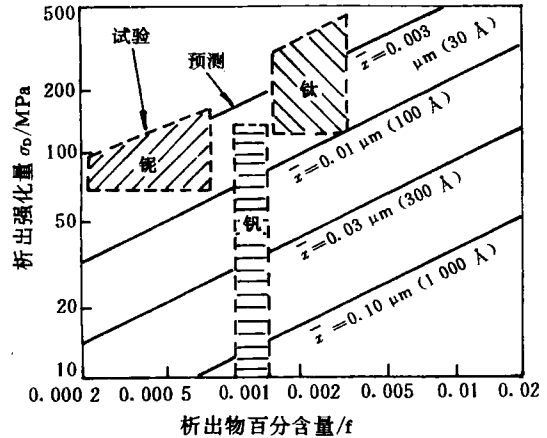


图 1 由 Ashby-Orowan 模型计算的沉淀强化值、沉淀物尺寸(x)及 f 与微合金化钢中观察值的比较

化学成分并不相同，而要受到固溶度和形成化合物倾向的影响。对于低合金钢来说，可以认为全部 Si、P、Ni、Sn 和小于 0.20 % 的全部 Cu 将处于固溶态，大部分 Mn、Cr 也处于固溶态(特别当扣除了强碳氮化物形成元素所固定的碳之后的剩余碳量很低时，将可以近似认为全部 Mn、Cr 均处于固溶态)。至于固溶 C、N、V 等元素的量则须通过实际测定或合理的计算而确定。

由以上分析可以看出，固溶强化的问题是一个相当复杂的问题，目前的理论还远不能圆满地解释有关的效应，更谈不上准确地定量计算固溶强化作用。然而，已经清楚， α -铁中固溶强化作用主要来自于弹性相互作用，其强化作用机理已基本清楚，强化作用与溶质浓度的关系也基本确立。如果 (12) 式中的 m_i 已确定，则强化系数 k_{Mi} 的相对大小也基本可以解释。由这种作用机制可以看出，固溶强化与位错和第二相质点的作用显然是有密切联系的，但一般并不具有线性可加性。然而，当溶质浓度很低时，基体的形变特征不发生明显的变化，则固溶强化与位错强化和第二相强化的作用就可以简单地线性迭加了。低合金钢的情况正是如此。

4 位错与亚结构强化

位错强化也是金属材料中最有效的强化方式之一。自从位错理论提出后，人们就对位错之间的相互作用进行了大量的研究，在位错强化(即加工硬化)方面获得了长足的进展。金属材料的流变应力(以及屈服强度)与位错密度 ρ 之间的关系早已确定如下：

$$\tau = \alpha \mu b \rho^{1/2} \quad (13)$$

式中 α 为比例系数。大量的研究工作指出，立方金属多晶体中， α 的值大约为 0.5。由此，在体心立方的 α -铁中，位错强化对屈服强度和流变应力的贡献可将上式乘以取向因子 M 而得到：

$$\sigma_D = \mu b \rho^{1/2} \quad (14)$$

α -铁在退火状态下的位错密度约为 $10^7/\text{cm}^2$ ，正火状态下可达 $10^8 \sim 10^9/\text{cm}^2$ 。这时由位错强化提供的强度增量仅为 6 ~ 63 MPa，则位错的作用将为晶界的作用所掩盖，因而完全可以忽略不计。10 % 冷变形后，位错密度可达到 $5 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ 左右。而剧烈冷变形后，位错密度最高可高达 $5 \times 10^{12}/\text{cm}^2$ 。这时位错强化提供的强度增量可高达约 4 407 MPa，已经接近铁的理论强度值。因此，位错强化也是钢中最有效的强化方式之一。

由上述理论分析可以看出，尽管不同研究者所提出的作用机制各不相同，但都可得到同样的关系式，这充分证明了位错强化关系式的正确性。此外，上述的各项作用有的是相互独立的，可以将其作用效果线性迭加；有的则是互相影响的，滑动位错以某一方式运动阻力较大时，将采用另一种方式运动，特别对易产生交滑移的立方系金属情况更是如此。因此，位错强化关系式中的系数 α 的确定是相当困难的，尚需进行更深入的理论研究。不过，对于难于进行交滑移的密排六方金属，一般可将上述各项作用简单地迭加，因而总的系数 α 约为 1.1；而对于易于进行交滑移的面心和体心立方金属，各项作用之间将有很大一部分相互补偿，因而总的系数 α 估计为 0.5 是合理的。此外，在易于交滑移的金属中，应变量超过一定程度后，位错将排列成三维亚结构。当这些亚结构的位错墙呈松散的缠结形貌时，称之为“胞状结构”；当位错墙变窄且轮廓分明时，则称之为“亚晶”。具有十分发达的胞状结构的材料，其屈服强度或流变应力的增量为：

$$\sigma_{cs} = \beta \mu b D_{cs}^{-1} = k_{cs} D_{cs}^{-1} \quad (15)$$

式中, D_{cs} 为胞状结构的尺寸。钢中比例系数 k_{cs} 经有关试验确定大致为 0.124 N/mm 。事实上, 从前面所述的“网长度”理论可以看出, 这里的胞结构尺寸 D_{cs} 就是网长度理论中的网络长度。因此, 胞结构强化实质上仍是位错强化。当然, 在很多情况下, 胞状结构的尺寸要比位错密度的测定要方便得多, 这时采用(15)式计算强度增量相当容易。由于胞状结构强化就是位错强化, 因此二者是互相包含的, 对总强度的影响只须计及二者之一就行了。

当亚结构具有亚晶特征时, 边界通常要完整得多、位向差也更大, 它已经开始呈现出正常晶界的许多特征。有关试验证实观测到的亚晶的力学行为很象晶粒, 对强度的影响一般遵从下式:

$$\sigma_{SG} = k \mu b D_{SG}^{-1/2} \quad (16)$$

而并不遵从式(15)。而式(16)正是 Hall-Petch 关系式。显然当金属材料中有相当发育的亚晶组织时, 亚晶的作用将超过晶界的作用, 这时计算强度增量时, 只须考虑亚晶的作用而可忽略晶粒尺寸的影响。但是, 在很多情况下, 亚晶仅在某些晶粒中发育, 这时, 在(16)式还必须乘上亚晶的体积分数 f_{SG} 。若这时其强化效果小于按晶粒尺寸计算出来的强化效果, 则只考虑晶界的作用而忽略亚晶的作用。

从位错、胞状结构到亚晶和晶界, 它们之间的作用显然是互相联系互相影响的。当位错密度很低时, 我们仅考虑晶界的作用; 当位错密度很高时, 我们将主要考虑位错或位错胞环结构的作用; 当这些位错重新排列而组成发达的亚晶时, 亚晶内部的位错密度将相当低, 这时主要考虑亚晶的作用; 当位错或亚结构与晶界的作用大致相当时, 我们可采用式(15), 通过均方根迭加来计算它们对强度总的影响。

5 结 语

钢中强韧化方式之间的相互影响很大而且相当复杂, 这给研究工作带来了很大的困难。为此采用将一些相互影响较大的强韧化方式合并成一个大项来考虑, 这可使有关的理论推导和讨论简单化。但这又给单独研究每个强韧化大项造成障碍。下面将讨论一个大项中各种强韧化方式的相互影响。若某一种强韧化方式对某一性能的影响占支配性地位而其他所有强韧化方式对这一性能的影响相对很小的话(小一个数量级以上), 可以将影响较小的方式忽略不计。例如, $M(C,N)$ 相、渗碳体、氧化物、硫化物等各种第二相都能产生分散强化的效果, 但微合金钢中 $M(C,N)$ 相的强化效果比其它各种第二相的强化效果要大一个(甚至两个)数量级以上, 因而只须考虑 $M(C,N)$ 相的强化效果。又如, 位错强化、亚晶强化、孪晶强化、晶界强化所组成的界面强化大项中, 若某一项占有支配地位, 则可忽略其他各种强化方式不计。然而必须注意, 忽略某些显微缺陷组织参量对屈服强度的影响时, 一般不能同时忽略其对其他力学性能的影响。

当某一强韧化大项中有两种或多种强化方式的作用都具有相当重要的地位时, 就必须慎重考虑, 区别不同的情况, 采取相应的迭加方法。当同时有几种能有效强化第二相存在时, 如微合金钢中同时存在一定体积分数的细小 NbN 、 VN 、 NbC 、 VC 等不同第二相时, 根据第二相强化公式可以知道, 这时不能将单一的第二相强化效果进行线性迭加。但是在测出所有第二相粒子的平均尺寸时, 可将所有第二相的体积分数直接迭加, 然后代入有关公式中计算总的强化增量。由于第二相的强化增量正比于其体积分数的平方根, 因此, 这种方法与均方根迭加法相同, 故有时也直接采用均方根迭加法。

各种置换固溶及间隙固溶原子对强度和韧性的作用也是相互影响的, 一般并不能线性迭加。但是, 由于微合金钢中各种合金元素的量都很少, 所起的强化作用都很小, 因此, 实际上往往采用线性迭加的近似方法而不会带来明显的误差。另外, 微合金元素在铁素体中的溶解度极小, 其固溶强化作用可忽略不计。

晶界与亚晶具有本质的联系,亚晶界虽是由规则排列的位错所组成的,但它的力学行为相当接近晶界。因此,在亚晶比较发育的钢中,当考虑晶界与亚晶的综合作用时,一般仅考虑其中作用较大的一项而忽略另一项。当然,通常主要考虑亚晶项。

位错(或胞状结构)与晶界的强化作用也是相互联系的。目前从理论上还很难确切表述二者间的相互联系和综合作用。实际上往往采用均方根迭加表示它们对屈服强度的综合作用。采用线性迭加法表示它们对冲击转折温度的综合作用,已在很多试验工作中证实了其可行性和基本上令人满意的准确性。当然,也有直接采用线性迭加法来考虑它们对屈服强度的综合作用。

参考文献

- 1 Petch N J. J.Iron Steel Int., 1953 : 25
- 2 Petch NJ, Philos Mag., 1958, 3 : 1089
- 3 雍岐龙、马鸣图等.微合金钢—物理和力学冶金. 北京: 机械工业出版社. 1989,58
- 4 Gladman T,Dulieu D *et al.* ed..Korchysky M. Proceedings of Microalloying 75, New York: 1977.32
- 5 Hyzak JM, Bernstein I M. Metall.Trans., 1976,7A: 1217
- 6 Marder AR, Bramfitt BL. Metall. Trans. ,1976 ,7A: 365
- 7 Pickering FB, GladmanT. ISI Report, 1963:81
- 8 Takahashi A, Lino M. ISIJ International, 1996,36(3): 341

钢的组织控制发展现状与展望

牧正志

金属材料的性能(特别是力学性能)随着组织状态发生很大的变化。故,为了获得所需用途的性能,并赋予迄今为止未有的新性能,选择适宜的合金元素的组成,控制最佳组织非常重要。从强韧化观点出发,细化晶粒及第二相均匀分布是最重要的。除此以外,控制组织有各种各样的方法(见表 1)。

控制组织则以相变(包括凝固)、析出、再结晶为基础。尤其将其同热处理有机结合,成为有效进行组织控制的手段。近年来开发的控制轧制、快速冷却(TMC)及直接淬火等工艺技术已经成熟,进一步认识到热加工冶金的重要性。基于许多研究成果,加深了对钢的组织控制原理的理解。此外,双相区热处理和硅钢奥氏体等温淬火等新型热处理方法相继出现,可以进行更加复杂、精确的组织控制。

但是,随着新型钢铁生产工艺的出现(例如:薄板坯连铸技术)和钢的高纯净化技术的发展,现在采用的组织控制技术的原理和方法中,有的不能继续使用,而需要发展新的组织控制方法。本文从控制钢的组织而使钢强韧化的观点出发,对现有组织控制原理和方法加以汇总,并对未来的发展及几个方面的问题进行了探讨。

1 采用加工热处理进行组织控制

1.1 钢的加工热处理最新发展动向

加工热处理有数种方法,按照不同的加工时期和采用的相变种类汇于表 1^[1]。其中尤以

控制轧制、形变热处理以及相变诱导塑性(Transformation Induced Plasticity)—马氏体相变诱导塑性最为重要。形变热处理可以获得 2 GPa 以上的超高强度钢, 大约 25 年以前就已令人瞩目^[2], 但是需要很高的淬透性, 以致不得不使用高合金, 而且是在奥氏体低温区加工, 变形阻力很大。由于受到种种制约, 未能得到发展。取而代之的是, 近年来以控制轧制(包括快冷)为代表的加工热处理方法的出现, 在工业应用上得到了很大的成功。

表 1 金属材料的组织控制

1. 组织大小和形状——晶粒的细化和粗化(单晶化)、等轴晶化和单向化、第二相(析出相)微细析出;
2. 第二相的量与分布——均匀化、微细化、弥散化;
3. 晶粒取向和晶界状态——晶粒取向的单一化(织构)和随机化—控制各种各样的晶界状态和结构控制

近年来, 与热轧工序相关的直接淬火受到关注^[3]。直接淬火, 是在热轧终轧后在轧制线上立即淬火, 而不必像从前的调质钢那样重新加热后进行淬火。形变热处理是对加工硬化的奥氏体进行淬火热处理, 是具有优异的强韧化原理的加工热处理。可惜由于受到以上种种因素的限制, 没有应用在工业上。现在从控制轧制上已经知道添加微量 Nb 等元素的钢在 950 ℃ 以下加工时, 可以得到加工硬化状态的奥氏体(γ), 因此将控制轧制同直接淬火结合, 形变热处理在实际工业中有可能得到应用。

在亚稳定奥氏体状态的变形过程中发生马氏体相变, 可提高延伸率和韧性, 这就是 TRIP 现象。TRIP 钢(抗拉强度约为 2 GPa, 伸长率约 25 %)在 25 年前已经开发出来^[5], 但因该钢合金元素含量高, 需进行相变热处理, 加之热处理工艺复杂, 因此没能得到发展。但是, 近年来对合金元素含量较少的钢(高硅钢), 开发出可得到较多残余奥氏体的热处理方法(奥氏体等温淬火), 利用残余奥氏体的 TRIP 现象进行了强度、延性·韧性平衡的优异材料的开发^[1]。

表 2 钢的加工热处理类型

	利用相变	扩散相变(铁素体, 珠光体)		扩散相变(马氏体)	
		分类		分类	
		名称	名称	名称	名称
加工时	相变前的加工	稳定奥氏体区的加工	控制轧制	稳定奥氏体区的加工	锻造淬火 直接淬火
		亚稳定奥氏体区的加工		亚稳定奥氏体区的加工	形变热处理
		珠光体相变过程中的加工	等温形变热处理	马氏体相变过程中的加工相变	过冷处理 诱导塑性 (TRIP)
加工后期	相变后的加工(与时效)	珠光体的加工	铅浴淬火拉丝	马氏体的加工	温加工、冷加工⇒ 回火时效、 回火马氏体的加工(应变回火)

化状态下使 γ 相变; ④ 使适量的析出相和夹杂物在 γ 晶粒内均匀分布。第②、③、④项是使形核场增多的方法; 第①项是提高冷却速度的方法, 加大过冷度, 使相变时形核的驱动力增加。这 4 种方法中, 尤以第③种的奥氏体加工硬化对 α 的晶粒细化最为有效。

从金属学的观点观察具有代表性的加工热处理(TMCP)——控制轧制和快速冷却工序, 可分为图 2 所示的 4 个阶段(再结晶奥氏体区轧制、未再结晶奥氏体区轧制、两相区轧制及快速冷却)^[7]。上述细化 α 晶粒的方法中, 再结晶 γ 区轧制②、未再结晶 γ 区轧制③、快速冷却①均被采用, 是在热轧工艺中巧妙地得到应用的实例。热轧后为了使奥氏体维持在未再结晶状态, 需要添加微量的 Nb 或 Ti。

近年来, 与热轧工序相关的直接淬火受到关注^[3]。直接淬火, 是在热轧终轧后在轧制线上立即淬火, 而不必像从前的调质钢那样重新加热后进行淬火。形变热处理是对加工硬化的奥氏体进行淬火热处理, 是具有优异的强韧化原理的加工热处理。可惜由于受到以上种种因素的限制, 没有应用在工业上。现在从控制轧制上已经知道添加微量 Nb 等元素的钢在 950 ℃ 以下加工时, 可以得到加工硬化状态的奥氏体(γ), 因此将控制轧制同直接淬火结合, 形变热处理在实际工业中有可能得到应用。

1.2 以奥氏体(γ)⇒铁素体(α)转变为对象的加工热处理

(1) 为了通过相变细化晶粒, 并尽量多产生晶核对铁素体晶粒细化非常重要。增大形核场的密度或加大形核的驱动力, 均可提高形核速度。对于低碳钢, 发生 γ⇒α 相变时为了使 α 晶粒细化, 采用图 1^[6]所示的 4 种方法可。即: ① 加快冷却速度; ② 细化母相 γ; ③ 在加工硬化

图 1 中的方法④，用于改善大线能量焊接时热影响区韧性^[8]，或改善机械结构用热锻造非调质钢的韧性。今后该方法仍是细化晶粒的重要方法，可取代现在厚板坯—热轧工艺，而直接由钢水生产薄板的新工艺而受到关注。但一旦使用薄板坯连铸技术，而无法使用大压下量热轧时，目前仍使用最基本的热处理技术，重要的细化晶粒原理②和③将无法使用^[10]。

(2) 母材奥氏体晶粒的细化方法

如上所述，为了细化 α 晶粒，首先使母相 γ 细化是非常重要的。对于淬火钢的马氏体组织，为了提高韧性，细化母相 γ 晶粒是很很重要的。关于奥氏体晶粒的细化方法(见图 3)有两种途径：(a) γ 的加工(热加工)→再结晶；(b)反复进行 $\gamma \rightarrow \alpha$ (或 M)→ γ 相变。同时，抑制 γ 化处理时晶粒长大，以保持晶粒细小。为此，多采用 Ti、Nb、Al 等的碳化物和氮化物的钉扎效果。(a)同(b)相比，利用相变的后者细化晶粒效果更为显著。如(a)种途径所示，采用再结晶细化晶粒同相变时的情况一样，再结晶的形核场密度越高、驱动力(大体上与位错密度成正比)越大越好。再结晶的优先形核场是在不均匀变形区，具体说，是在晶界附近、晶粒内的变形带、大的夹杂物颗粒等第二相附近等部位。故，初始晶粒越细小、加工率越大，再结晶晶粒越细小。尤其是提高加工率，可同时增加优先形核场的密度和驱动力，因此是细化晶粒最有效的因素。但是，热加工后的再结晶细化晶粒的程度同冷加工材料相比要小，最终被细化的奥氏体晶粒尺寸约 20 μm 。

另一方面，采用(b)的 $\alpha(\text{M}) \rightarrow \gamma$ 相变方法，对细化奥氏体晶粒很有效，此时，相变前的组织越细小，则奥氏体晶粒也越细。很早以前人们就已知道，于 A_{c3} 点以上至室温之间，反复快速加热和冷却，可以获得 2~3 μm 的 γ 晶粒^[11]。当不能实现急热和急冷时，则不能明显细化晶粒，最多细化 10 μm 左右。发生奥氏体相变前

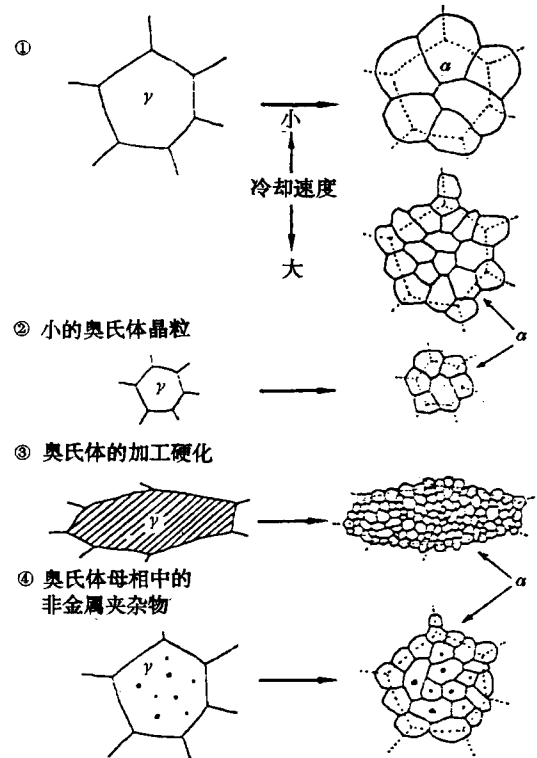


图 1 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变使 α 晶粒细化的方法

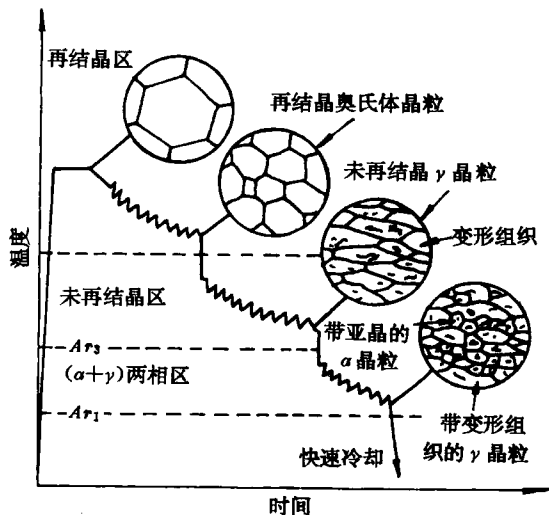


图 2 控制轧制和快速冷却的 4 个阶段和各阶段的结晶组织

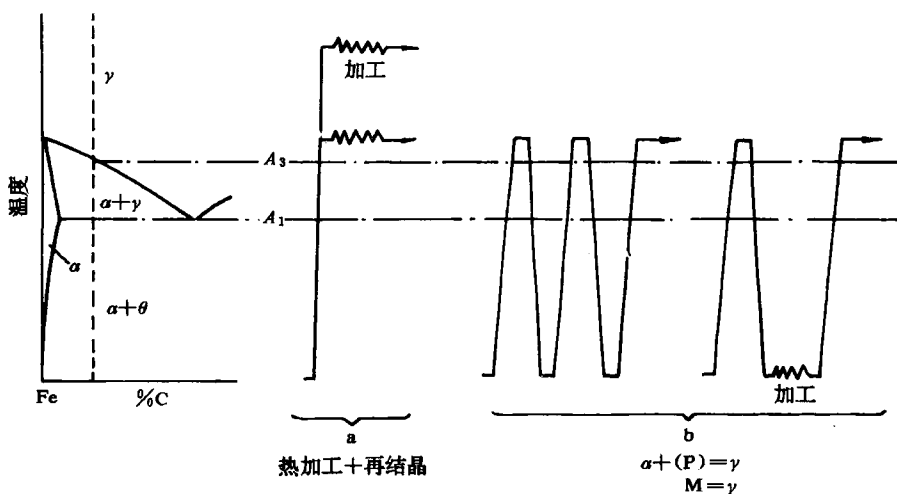


图3 γ 晶粒的细化方法

进行加工时,有利于奥氏体晶粒的细化。对于低碳和中碳钢,将(回火)M以80%压下率冷轧后进行奥氏体化处理,可获得 $0.9\mu\text{m}$ 的 γ 细晶^[12]。在室温下以大压下率对亚稳定态奥氏体系不锈钢加工,获得几乎100%的加工诱导M组织后进行加热,能得到 $0.2\sim 0.5\mu\text{m}$ 的超细晶奥氏体组织^[13]。

1.3 以奥氏体(γ)→马氏体(M)

转变为对象的加工热处理

(1) 板条状马氏体(M)组织的细化

大多数热处理用钢所出现的板条M呈非常细小的组织(条宽 $0.2\mu\text{m}$ 左右)。每个板条M晶并不像 α 那样起着—个晶粒的作用。板条M是由许多相同结晶取向(变异)的晶粒互相连接产生的。这些板条汇集起来的边界形成倾角很小的晶界。这种特殊排列的板条集团形成的区域称为块和束,而块和束正是支配强韧性的基本组织单位(对应于 α 晶粒)^[14, 15]。因此,论述板条M组织细化时,必须论述束(或块)M组织的细化。

为使板条M的束微细化(如图4所示),有以下方法:①细化 γ 母相^[16];尽可能以临界冷却速度以上的速度快速冷却^[17];③M相变前使其发生部分贝氏体转变,分割 γ 晶粒^[15]等。

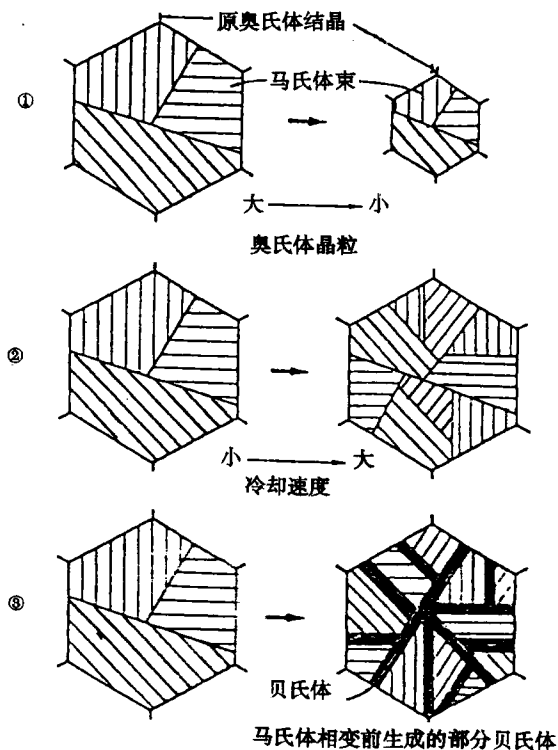


图4 板条马氏体束组织的细化方法

其中，方法①使奥氏体晶粒微细化效果最好。对于 M 板条尺寸，方法①~③的影响几乎一样。

(2)形变热处理

以 M 为对象的加工热处理，其中最具有代表性的是形变热处理，这是从加工硬化状态的 γ 发生 M 转变的处理。不仅可使 M 强度有很大提高，而且延性、韧性几乎不降低，这是该处理的特征^[2]。强化的主要原因是由于母相 γ 中的位错传递到 M 中所致。因此，越是低温加工，M 强度升高越大。经形变热处理后，不仅大大提高强度而几乎不降低韧性和延性(实例见图 5)^[18]。图 5 示出 M_s 点在室温以下的 Fe-Ni-C 合金，经 200 °C 轧制(形变热处理)，轧制延迟状态(γ 状态试样)和液氮下过冷处理状态的比较结果。随着变形率的提高， γ 发生加工硬化，而延伸率急剧下降。另一方面，由加工硬化的 γ 生成的 M，随着形变热处理的变形率的增加，抗拉强度升高，延伸率却仅降低一点。因此，有 60 % 的形变热处理材其 M 比 γ 的抗拉强度高，且延性大。即， γ 经大加工硬化后虽然延性下降，但是一经发生 M 相变延性却得到改善。这是由于加工使奥氏体中发生的应力集中区优先生成缓和应力集中的结晶取向(变形)的 M，而且有防止裂纹发生与裂纹扩展的作用。由于塑性变形时在 γ 中产生的缺陷能在 M 相变过程中修复，所以这是形变热处理的优点。

从加工硬化 γ 生成板条 M 时，每个板条的尺寸几乎不变，在平行排列的板条集团中混有取向不同(变形)的板条，乱生倾向较强，其结果使块变得细小^[19]。这种块区的细化使形变热处理 M 不仅强度明显提高，并能生成保持良好韧性的金属组织。

形变热处理是开发超高强度钢很有魅力的方法。但是从前认为，在 500 °C 左右的低温 γ 区加工，意味着过强化。形变热处理的本质是使其加工硬化的奥氏体发生 M 相变。在钢中添加微量元素 Nb 和 Ti，可在大约 950 °C 以下获得加工硬化状态的 γ 。在直接淬火法得

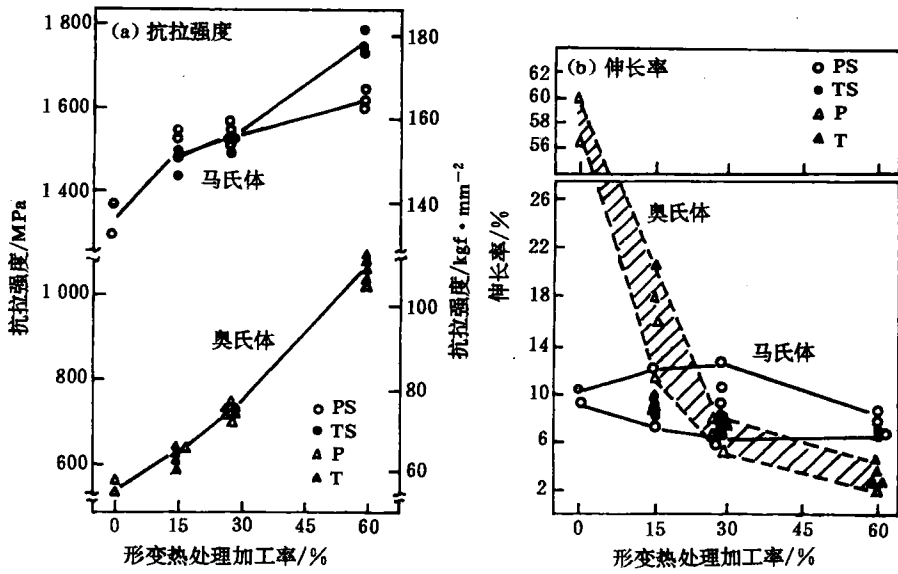


图 5 Fe-25Ni-0.4C 合金形变热处理后 γ 及 M 的力学性能的变化
在 1 100 °C 固溶处理后再在 200 °C 进行轧制形变热处理；拉伸实验温度为 80 °C
○，△—试样的拉伸方向与轧制方向平行；●，▲—试样拉伸方向与轧制方向垂直

到普及的今天，研究高温下形变热处理^[20]也是很有价值的。此时似乎应以利用形变热处理的贝氏体为研究对象。

另外，与形变热处理同样的板条 M 块的细化，也可在 18 % Ni 马氏体时效钢于未再结晶固溶处理这一新型热处理工艺中看到^[22]。马氏体时效钢固溶(γ化)后，发生 M 向 γ 的逆相变。逆相变的 γ 含有高密度的位错，在高温下会发生奥氏体的再结晶。由未再结晶状态的 γ 生成的板条 M，同形变热处理效果一样，马氏体的块很细小，和通常的固溶处理材料相比，强度与韧性得到改善^[23]。这一效果同热处理后加工的效果相同。

(3) 马氏体相变诱导塑性 (TRIP)

对亚稳定奥氏体施加应力，会发生马氏体相变。这种马氏体诱导相变如能在变形中发生，就可出现相变诱导塑性(TRIP)现象，并显著提高延性和韧性。TRIP 可提高延性和韧性的理由示于模式图 6。对亚稳定的奥氏体进行拉伸试验时，一旦产生细颈，则在该部分出现很高的应力，因此生成加工诱导马氏体。马氏体的强度很高，细颈处被强化，不会再发生变形，而其它部位接着出现变形。这样一来，由于加工诱导马氏体相变，发生细颈，而且细颈受到抑制，进而获得均匀的延伸。此外，变形中使马氏体韧性得到提高的原因是由于裂纹尖端应力集中区生成了适量的变形 M，使应力集中得到缓和的缘故。这样，具有 TRIP 现象的材料，被施加应力后引起 γ 向 M 转变，而自己消除在变形过程中产生的裂纹，故认为这是典型的智能材料实例。

利用 TRIP 现象开发出 TRIP 钢的代表性成分是：9Cr-8Ni-4Mo-2Si-2Mn-0.3C^[5]。这是以形变热处理生成的马氏体为基体组织、带有适量的残余奥氏体(γ)，可以得到前所未有的优异的强度—延性平衡的超高强度钢。但是，该钢由于上述理由尚未实用化。

为了在室温下引发 TRIP 现象，必须在室温下存在大量的残

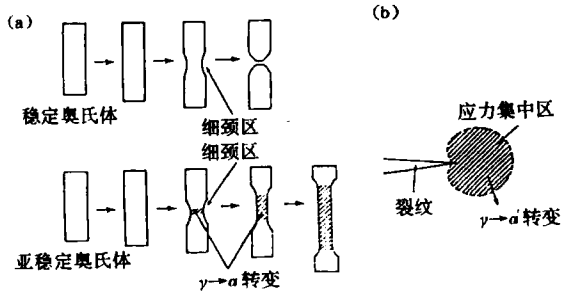
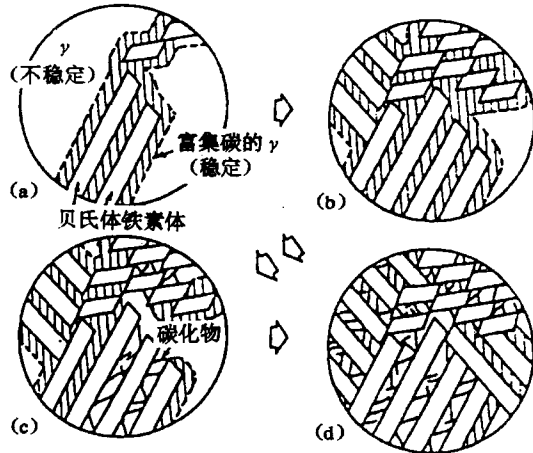


图 6 TRIP 现象提高延性和韧性
(1)含硅钢的上贝氏体转变过程



(2)碳素钢上贝氏体的转变过程

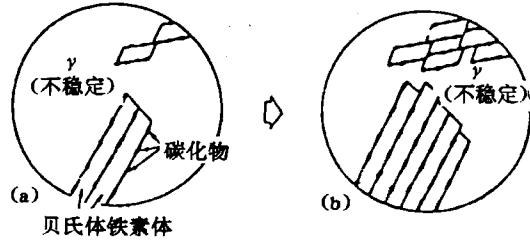


图 7 轧制过程中含硅钢及碳素钢上贝氏体的转变