

## 富铜纳米相强化钢强化机制及计算方法简析

龚腾龙<sup>1</sup>, 吴宇新<sup>2,3</sup>, 张中武<sup>1,2</sup>

(1. 哈尔滨工程大学材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001;

2. 海洋装备金属材料及其应用全国重点实验室, 辽宁 鞍山 114009;

3. 鞍钢集团钢铁研究院, 辽宁 鞍山 114009)

**摘要:** 概述了富铜纳米相强化钢的四种强化机制即固溶强化、晶界强化、位错强化和沉淀强化, 并说明了各种强化机制的评估方法以及强度计算方式, 结果表明各种强化机制均与位错的相互作用密切相关, 不同强化机制在微观结构中相互耦合, 为设计和制备高强度富铜纳米相强化钢提供了理论支持。

**关键词:** 富铜纳米相强化钢; 固溶强化; 晶界强化; 位错强化; 沉淀强化

**中图分类号:** TG142 **文献标志码:** A **文章编号:** 1006-4613(2026)02-0050-10

**DOI:** 10.3969/j.issn.1006-4613. 2026. 02. 006

### Strengthening Mechanisms and Calculation Method of Cu-rich Nanoprecipitate-strengthened Steel

GONG Tenglong<sup>1</sup>, WU Yuxin<sup>2,3</sup>, ZHANG Zhongwu<sup>1,2</sup>

(1. College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering

University, Harbin 150001, Heilongjiang, China; 2. State Key Laboratory of Metallic Materials

for Marine Equipment and Applications, Anshan 114009, Liaoning, China; 3. Ansteel

Iron &amp; Steel Research Institutes, Anshan 114009, Liaoning, China)

**Abstract:** Four strengthening mechanisms of Cu-rich nanoprecipitate-strengthened steel were summarized, including solid solution strengthening, grain boundary strengthening, dislocation strengthening and precipitation strengthening. The evaluation methods for various strengthening mechanisms were thoroughly elaborated based on the characteristics of both matrix and nanoprecipitates. The results showed that all kinds of strengthening mechanisms were closely related to the interaction with dislocations, and different strengthening mechanisms were coupled with each other in the microstructure. This provided theoretical support for the design of noval Cu-rich nanoprecipitate-strengthened steels.

**Key words:** Cu-rich nanoprecipitate-strengthened steel; solid solution strengthening; grain boundary strengthening; dislocation strengthening; precipitation strengthening

近年来,随着我国对海洋资源的开发与利用,我国的海洋工程与船舶工业取得了突破性进展,

其中,由于钢铁作为船舶与海洋工程的主要结构材料,具有高性能的海洋工程用钢的发展受到关注和重视<sup>[1]</sup>。海洋工程用钢苛刻的服役环境要求其具有高强度、高韧性、耐低温与良好的焊接性能,但传统高强钢依赖碳强化以提高强度很难满足上述要求<sup>[2]</sup>。随着冶金技术的发展,利用铜(Cu)沉淀强化代替传统碳强化以便于保持高强度的同时兼备优秀的低温韧性与焊接性能的富铜纳

国家重点研发计划项目(2023YFA1609100),国家自然科学基金(叶企孙联合基金)项目(U2141207)

龚腾龙, 博士生, 哈尔滨工程大学材料科学与工程专业。

E-mail: gongtenglong@hrbeu.edu.cn

通讯作者: 张中武, 博士, 教授, 博士生导师, 主要从事高性能钢铁的基础与应用研究。E-mail: zwzhang@hrbeu.edu.cn

米相强化钢受到了广泛的关注<sup>[3]</sup>,优秀的性能能够使其满足日益苛责的服役环境而广泛被用于船体结构、石油管线、海洋平台等多个领域<sup>[4-6]</sup>。因此,阐明纳米相与基体相的强化机制,对于设计和制备高强度富铜纳米相强化钢具有重要意义。本文从固溶强化、晶界强化、位错强化以及沉淀强化四个角度详细阐明了不同强化机制的作用机理与计算,并归纳了屈服强度的计算公式,从而为高强度富铜纳米相强化钢的开发提供了理论支持。

### 1 富铜纳米相强化钢强化机制研究现状

富铜纳米相强化钢的屈服强度取决于其显微组织,包括基体组织和纳米级析出物。据报道,马氏体时效钢中具有最小晶格失配的共格相干纳米相沉淀可以使强度大幅度提升至2.2 GPa<sup>[7]</sup>,纳米级析出物对强度的贡献主要通过阻碍位错滑移或孪晶实现<sup>[8-10]</sup>,其强化效果取决于纳米级沉淀物的类型、数量密度和尺寸<sup>[11-13]</sup>,以及位错与析出物之间的关系<sup>[14]</sup>。同时,具有高数量密度和均匀分布的纳米级共格析出物能够有效降低应力集中来延缓析出物和基体界面处的裂纹萌生,从而在获得高强度的同时保证优异的延展性<sup>[15-16]</sup>。Cu在Fe中的固溶度随温度有较大变化,由850℃时的2.7%(质量分数)下降至400℃以下时的0.025%(质量分数),其在高温下形成的过饱和固溶体在温度降低后在热力学上处于不稳定状态发生分解,并以富铜沉淀相的形式析出,从而起到强化作用<sup>[17]</sup>。通过合金元素调控和优化热处理工艺,具有纳米尺寸的富铜沉淀相将在富铜纳米相强化钢基体上均匀析出,并通过沉淀强化作用大幅度提高钢的强度。Thompson等人<sup>[18]</sup>通过详细研究A710钢中Cu在低温时效过程中的行为证明了 $\epsilon$ -Cu沉淀的存在,Goodman等人<sup>[19-20]</sup>发现随着析出过程的进行,Cu析出相尺寸会发生变化,当尺寸为2.5~3.0 nm时达到沉淀强化的硬度峰值。但由于 $\epsilon$ -Cu沉淀为面心立方结构,与体心立方基体错配度大,无法获得强度与塑韧性的良好匹配。随着对合金元素和热处理工艺的优化,获得了具有复相层级结构的富铜纳米沉淀相,由于其在较大范围的热处理工艺变化中保持与基体

高度共格的体心立方结构,所以能够在大幅度提高合金强度的同时保持优秀的塑韧性<sup>[21-23]</sup>。当热处理工艺变化时,富铜纳米沉淀相的结构也会发生变化,当沉淀相半径小到几个纳米,同位错核心的半径尺寸相当时,位错与沉淀相交作用时位错核心结构的变化,以及因位错切割沉淀相而形成的沉淀相与基体间的多余界面及沉淀相内部形成的反向畴界等都对材料的力学性能具有重要的影响<sup>[17,24]</sup>。根据传统的沉淀强化理论,沉淀相对力学性能的影响除了通过阻碍位错运动来实现外,还可以通过沉淀相和基体的剪切/杨氏模量不同引起的模量差异强化、沉淀相和基体间晶格错配形成的错配强化等机制<sup>[25]</sup>。虽然目前对于不同热处理工艺下纳米相的结构演变进行了阐述,但缺乏不同纳米相结构与强化机制之间的匹配,对于定量解释富铜纳米沉淀相对于屈服强度的贡献存在一定的困难。

位错除了与纳米相相互作用起到强化效果外,其本身也可通过位错强化提供强化效果,富铜纳米相强化钢的位错密度由基体显微组织决定<sup>[26]</sup>。基体显微组织除了通过位错强化发挥强化作用外,还可以通过固溶强化和晶界强化来发挥强化作用<sup>[27]</sup>。目前富铜纳米相强化钢的基体组织主要为低碳马氏体组织<sup>[28-31]</sup>,其不仅可以与富铜纳米沉淀相相互作用使材料获得高强度,还可以通过阻碍裂纹扩展保证材料可以获得良好的低温韧性,实现优秀的强韧性匹配<sup>[32]</sup>。徐祖耀<sup>[33]</sup>总结了马氏体领域、马氏体束宽以及马氏体条宽对于强度的影响并分别做了说明,认为马氏体领域与马氏体束宽对于屈服强度均有贡献,但并未指出影响马氏体强度的最小结构单元。Shinji Yoshida等<sup>[34]</sup>则指出在淬火过程中位错密度与原奥氏体晶粒尺寸无关,即马氏体领域不能够通过影响位错密度来影响强度。Takuro Masumura等<sup>[35]</sup>通过X射线对马氏体中的位错密度进行了计算,但并未对位错的类型进行区分,没有指出引发强化效果的位错类型。目前研究分别从马氏体领域、马氏体束宽、马氏体条宽以及整体位错密度角度对影响富铜纳米相强化钢屈服强度的因素做出了说明,但仍未明确指出显微组织影响强度的根本因素,对于影响强度的最小结构单元没有阐述清楚。

## 2 富铜纳米相强化钢强化机制及计算

富铜纳米相强化钢屈服强度由固溶强化、晶界强化、位错强化和沉淀强化四部分共同作用,保证了富铜纳米相强化钢可以达到极高的强度等级。

### 2.1 固溶强化及计算

固溶元素溶入基体中形成固溶体使基体强化的方式被称为固溶强化,不同大小的原子融入基体后会造成晶格点阵膨胀,引起晶格畸变,晶格畸变会诱发弹性应力场,依靠弹性应力场与位错的相互作用,增加位错移动的阻力,提高材料的强度,这是位错强化的本质<sup>[36]</sup>。

在1948年Mott与Nabarro提出的关于固溶强化的开创性工作中指出,用溶质原子取代溶剂基质中的一些原子,无论溶质原子是大于溶剂原子还是小于溶剂原子,所产生的局部应力导致溶质原子与位错的相互作用,产生强化效果,其研究认为溶质原子排列紧密,以至于内部应力不能迫使发生位错,由于它们的线张力不够灵活,随着应力场的波长而波动,因此,每个位错分段地穿过应力场,Mott与Nabarro模型中的波状位错如图1所示<sup>[37]</sup>。

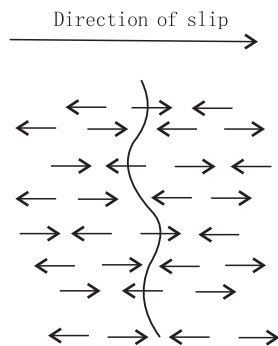


图1 Mott与Nabarro模型中的波状位错<sup>[37]</sup>

Fig. 1 A Wavy Dislocation in the Model of Mott and Nabarro<sup>[37]</sup>

但该模型是不准确的,材料中的位错包括刃位错与螺位错,该模型只考虑了溶质原子与刃位错的相互作用,而未考虑与螺位错的影响<sup>[38]</sup>。因此,Fleisghe等<sup>[39]</sup>对该模型进行了修正,在假设固溶原子浓度低的情况下,计算了螺位错与大小不同的溶质原子之间的相互作用,发现由于溶质原子所引起的晶格畸变导致的弹性应变场与螺位错之间的相互作用控制了固溶强化程度,这也证明了由于间隙固溶体引发晶格畸变导致的弹性应力场包括正应力分量与切应力分量,能够与螺位错

相互作用,引发的固溶强化效果大于置换固溶体,因此被称为强固溶元素。1970年Labusch等<sup>[40]</sup>假设在原子浓度高的情况下,计算了位错切过溶质原子所产生的弹性应变场的临界剪应力,发现其结果与Fleisghe的研究一致。二者的研究都得出了一个相似的公式作为各个溶质元素对于固溶强化( $\sigma_{ss}$ )的贡献,如式(1)所示:

$$\sigma_{ss} = K_1 [X_i]^y \quad (1)$$

式中, $K_1$ 取决于合金的错配度和剪切模量,为一比例系数; $X_i$ 为溶质原子的相对原子量; $y$ 为常数,当固溶原子的浓度低时, $y$ 为1/2,当溶质原子的浓度高时, $y$ 为2/3。由于富铜纳米相强化钢属于低合金高强度钢,合金含量较低,故 $y$ 取1/2。同时,1978年,Pickering通过归纳总结给出了低合金高强度钢固溶强化的计算公式,如式(2)所示<sup>[41]</sup>:

$$\begin{aligned} \sigma_{ss} = & 4570[C] + 37[Mn] + 83[Si] + \\ & 38[Cu] + 11[Mo] - 30[Cr] + \\ & 33[Ni] + 80[Ti] + 3[V] + 113[Sn] \quad (2) \end{aligned}$$

式中, $[X]$ 代表了不同合金元素的相对原子量,通过该公式计算得出的固溶强化强度,与高强度低合金钢中实测强度吻合,证实了该公式在高强度低合金钢中的适用性<sup>[42-45]</sup>。

### 2.2 晶界强化及计算

晶界或孪晶界对于强度的贡献是通过其本身对于位错运动的阻碍作用实现的。位错通过界面的难度随着界面两侧晶粒取向差的不同而增加,由于晶界的阻挡作用,位错会在界面处发生堆积,直到累积应力足够大时可以突破晶界的阻碍作用。晶粒尺寸越小,晶粒内位错的数量越少,需要更高的应力产生更多的位错源才能突破晶界的阻挡作用<sup>[46]</sup>。而富铜纳米相强化钢由于其低碳的特性,基体组织一般为低碳马氏体,因此,对于其晶界强化机制的探索往往着眼于马氏体本身及其亚结构。Hall-Petch公式给出了晶粒尺寸与晶界强化( $\sigma_{CB}$ )之间的关系,随着晶粒尺寸减小,材料的强度会不断提高,如式(3)所示:

$$\sigma_{CB} = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (3)$$

式中, $\sigma_0$ 为铁素体的摩擦应力,MPa; $K_y$ 是马氏体的Hall-Petch常数,一般取 $200 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{-1/2}$ ;  $d$ 为晶粒尺寸, $\mu\text{m}$ 。Hall-Petch关系表明,随着晶粒尺

寸减小,材料的强度会不断提高,基于该公式, Norström 最早提出了马氏体屈服强度( $\sigma_y$ )的计算公式如式(4)所示<sup>[47]</sup>:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \sigma_1 + K_y D^{-1/2} + K_s d^{-1/2} + \alpha G b [\rho_0 + K(\%C)]^{1/2} \quad (4)$$

式中,  $\sigma_0$  为  $\alpha$  铁的摩擦应力, MPa;  $\sigma_1$  代表合金元素固溶强化作用强度, MPa;  $D$  为马氏体板条包尺寸,  $\mu\text{m}$ ;  $K_y$  和  $K_s$  为系数,  $\text{MPa}\cdot\mu\text{m}^{-1/2}$ ;  $d$  为马氏体板条束宽度,  $\mu\text{m}$ 。由式(4)可以看出,原奥氏体晶粒内部的亚结构对钢的性能影响巨大,随着包尺寸和束尺寸的降低,钢的屈服强度会上升。原奥氏体

晶粒内部多级结构对于强度的作用一直是马氏体钢研究领域的关注点之一,而如何定义多级结构则是研究其对强度影响的关键<sup>[48]</sup>。

Tomita 等人<sup>[49]</sup>通过改变C元素含量制备了具有不同原奥氏体晶粒尺寸和领域尺寸的试样,发现屈服强度与领域即马氏体板条包尺寸呈现较好的线性关系,而与原奥氏体晶粒尺寸呈现非线性关系,因此,其认为控制晶界强化最小屈服强度的单元为马氏体板条包,原奥氏体尺寸和马氏体板条包尺寸对于不同碳含量下马氏体的屈服强度影响如图2所示。

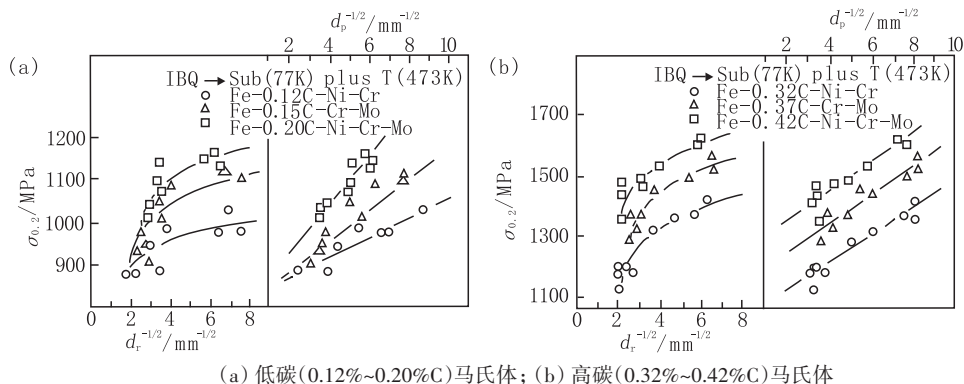


图2 原奥氏体尺寸和马氏体板条包尺寸对于不同碳含量下马氏体屈服强度的影响<sup>[49]</sup>

Fig. 2 Effect of Prior Austenite Grain Size and Packet Diameter on Yield Stress of Martensitic Steels with Different Carbon Contents<sup>[49]</sup>

2006年, Morito 等人<sup>[50]</sup>通过调控马氏体显微组织发现,若将马氏体板条包作为控制强度的最小结构单元,此时具有不同显微结构的试样具有不同的Hall-Petch常数,而若将比马氏体板条包更小一级的马氏体板条块作为最小结构单元进行强度计算,具有不同显微结构的试样则具有一致的

Hall-Petch常数,对于Fe-0.2C和Fe-0.2C-2Mn合金屈服强度与包尺寸和块尺寸倒数平方根的Hall-Petch型图如图3所示。因此,控制马氏体强度的最小显微结构单元被认定为马氏体板条块。Shibata 等<sup>[51]</sup>通过微弯曲试验证实了马氏体板条块为决定马氏体力学性能的最小显微组织单元,

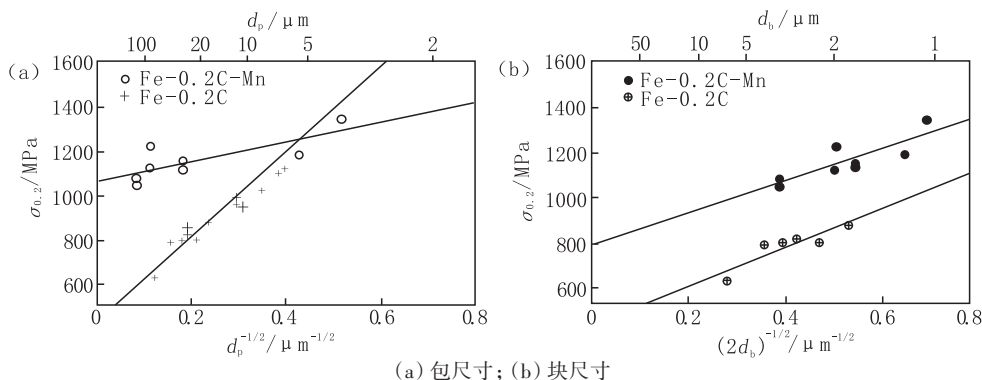


图3 对于Fe-0.2C和Fe-0.2C-2Mn合金屈服强度与包尺寸和块尺寸倒数平方根的Hall-Petch型图

Fig. 3 Hall-Petch Type Plots of Yield Strength of the Packet Size and the Block Size for Fe-0.2C and Fe-0.2C-2Mn Alloys

而 Chuanyou Zhang 等<sup>[52]</sup>则利用不同淬火工艺制备了具有不同显微组织的马氏体调质钢,同样证实了马氏体板条块为控制马氏体强度的最小显微组织单元,同时马氏体板条块尺寸对于屈服强度的影响符合 Hall-Petch 关系式。

### 2.3 位错强化及计算

位错强化机制是着眼于位错数量增加引起的材料强化,位错的增殖源于应变引起的位错源的开动和不断释放出的位错,因此这种强化机制也称为形变强化。材料的强度一般随着位错密度的增加从而得到大幅度提升,主要通过位错滑移运动时与其他位错发生交互作用,从而阻碍位错运动<sup>[53]</sup>。金属材料在施加外力的情况下发生塑性变形,出现位错塞积、纠缠和割阶等情况,迫使位错运动难以发生,从而起到位错强化作用<sup>[54]</sup>。

位错的产生和储存在钢铁材料的加工硬化中起着重要的作用,一般情况下,钢铁材料的塑性变形是通过位错的形成、运动、湮灭或储存来进行的<sup>[55]</sup>。为了保持多晶聚集体中不同取向晶粒之间的兼容变形,通过以几何必要位错(Geometrically-necessary Dislocations, GNDs)的形式存储部分位错来校正由于取向相关的各向异性而出现的各个晶粒之间的空隙和重叠,塑性变形材料还存储统计存储位错(Statistically-stored Dislocations, SSDs),这些位错通过相互随机捕获来存储。

通过泰勒位错模型,剪切流变应力( $\tau$ )与位错密度相关,如式(5)所示:

$$\tau = \alpha Gb \sqrt{\rho_{\text{GNDs}} + \rho_{\text{SSDs}}} \quad (5)$$

式中, $\alpha$ 为经验参数,在0.16~1.10,具体取决于位

错和相互作用的类型<sup>[56]</sup>; $G$ 为剪切模量<sup>[57]</sup>,GPa; $b$ 为伯氏矢量,nm; $\rho_{\text{GNDs}}$ 和 $\rho_{\text{SSDs}}$ 分别为几何必要位错和统计存储位错的密度。然而对于富铜纳米相强化钢而言,其基体多为体心立方结构的板条马氏体,而统计存储位错则多存在于具有高堆垛层错能面心立方的金属变形过程中,因此式(5)中统计存储位错可以忽略不计<sup>[58]</sup>,可简化为式(6):

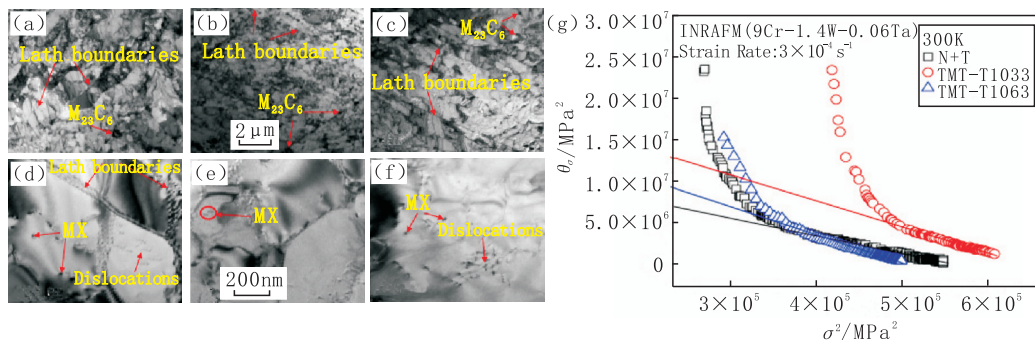
$$\tau = \alpha Gb \sqrt{\rho_{\text{GNDs}}} \quad (6)$$

通过将剪切应力乘以泰勒因子,可以计算出流变应力( $\sigma_{\text{flow}}$ ),即位错对于屈服强度的贡献( $\sigma_{\text{dis}}$ ),如式(7)所示:

$$\sigma_{\text{dis}} = \sigma_{\text{flow}} = m \alpha Gb \sqrt{\rho_{\text{GNDs}}} \quad (7)$$

式中,对于位错密度较高的富铜纳米相强化钢而言,泰勒因子 $m$ 一般取3.0; $\alpha$ 一般取0.2。

在计算屈服强度时,由于未发生塑性变形,没有位错的增殖与开动,而在后续塑性变形过程中,位错发生增殖,此时,除了位错本身,纳米相与合金元素对于位错的钉扎作用也会影响位错强化对于强度的增量。P. Anil Kumar 等<sup>[59]</sup>通过对利用热机械处理工艺制备出的具有不同析出相密度的 INRAFM 钢试样进行实验后发现,在 N+T、TMT-T1033 和 TMT-T1063 条件下评估的钢颗粒间距分别为 119 nm、73 nm 和 87 nm。INRAFM 钢在 N+T、TMT-T1033 和 TMT-T1063 条件下 TEM 显微照片及其 $\theta_{\sigma}$ 随 $\sigma^2$ 的变化如图4所示。TMT-T1033 条件下 INRAFM 钢具有比 N+T 和 TMT-T1063 条件下更低的势垒间距,这导致位错难以移动从而产生了更高的加工硬化行为,位错提供的强度增加。另外,K. Bzowski 等<sup>[60]</sup>的研究也证明,由于第二相



(a)(d): N+T; (b)(e): TMT-T1033; (c)(f): TMT-T1063; (g):  $\theta_{\sigma}$ 随 $\sigma^2$ 的变化

图4 INRAFM钢在N+T、TMT-T1033和TMT-T1063条件下TEM显微照片及其 $\theta_{\sigma}$ 随 $\sigma^2$ 的变化<sup>[59]</sup>

Fig. 4 TEM Micrographs of INRAFM Steel under N+T, TMT-T1033 and TMT-T1063 Conditions and the Variation of  $\theta_{\sigma}$  with  $\sigma^2$ <sup>[59]</sup>

颗粒对于位错的阻碍作用,微合金钢位错密度在塑性变形过程中的增长速率大于低碳钢,能够提供更高的强度,微合金钢与低碳钢在变形过程中几何必要位错密度的变化如图5所示。

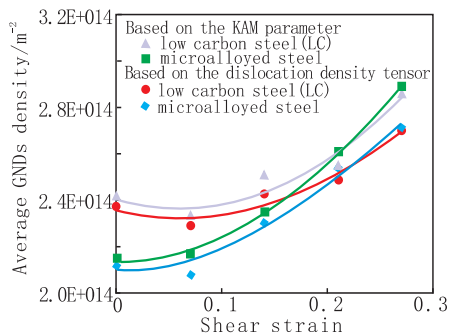


图5 微合金钢与低碳钢在变形过程中几何必要位错密度的变化<sup>[60]</sup>

Fig. 5 Changes of the Average GNDs Density between Low Carbon Steel and Microalloyed Steel<sup>[60]</sup>

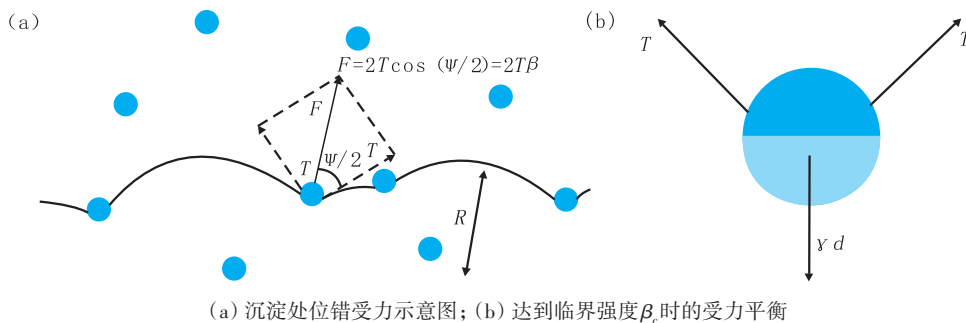
## 2.4 沉淀强化及计算

沉淀强化本质上是通过基体中沉淀相来阻碍位错运动,从而提高强度。常见的引入沉淀相的

方法包括通过高温溶解沉淀,固溶后在相对较低的温度时效析出,扩散反应技术以及机械合金化等。其中固溶处理加时效处理是最常见也是最方便的引入沉淀相技术。而沉淀强化作用效果则是取决于沉淀相的尺寸、数量密度、结构和与位错相互作用机制<sup>[61]</sup>。

沉淀与位错的相互作用关系示意图见图6,黑线为位错,蓝色球体为沉淀,位错在沉淀之间弯曲成半径为 $R$ 的圆弧,满足 $R=T/\tau b$ ,其中 $\tau$ 为施加的剪切应力,MPa; $b$ 为位错的伯氏矢量,nm; $T$ 为其线张力,N; $\beta$ 为沉淀强度相关的特征系数。在沉淀处位错线张力施加 $F=2T\beta$ 的拉力,当 $F$ 增长至 $\beta$ 达到临界值 $\beta_c$ 时,位错切过或绕过沉淀相<sup>[62]</sup>。

当位错运动遇到硬性不可变形沉淀,且位错运动的阻力( $F$ )超过两倍线张力时,位错会以交滑移形式绕过此沉淀,并且沉淀不会变形,位错遇到不同沉淀形成不同机制示意图如图7所示。如图7(a)所示,此时沉淀强化的效果将不会受到硬性沉淀强度变化的影响,而只取决于沉淀粒子间



(a) 沉淀处位错受力示意图; (b) 达到临界强度 $\beta_c$ 时的受力平衡

图6 沉淀与位错的相互作用关系<sup>[62]</sup>

Fig. 6 Interaction Relationship between Precipitation and Dislocation<sup>[62]</sup>

距( $L$ );若沉淀粒子强度较弱,则位错会以剪切机制与沉淀相粒子交互作用,剪切机制与沉淀相粒子交互作用如图7(b)所示<sup>[63]</sup>。

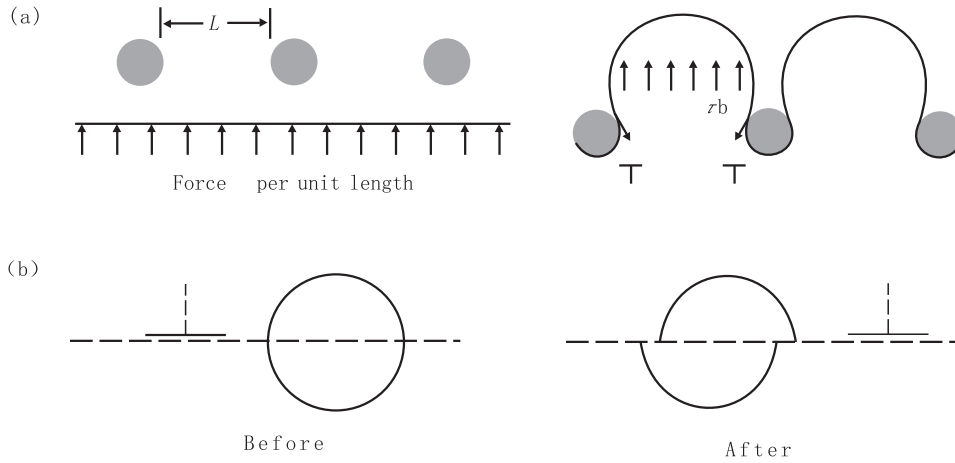
富铜纳米沉淀相的主要组成元素包括Cu、Ni、Al和Mn,其核心由Cu元素构成,随着时效时间的不同,纳米相将经过不同结构的转变<sup>[64]</sup>,因此其强化机制也不同。在时效初期,Fe基体中析出少量含有Cu元素的纳米团簇,Fe、Cu原子交替存在于团簇中形成 $B_2$ 结构,此时由于Cu原子半径(128 pm)大于Fe原子半径(124 pm),导致晶格膨胀,Fe基体与团簇的错配度为0.4%,团簇和基体具有高度相干的关系<sup>[65]</sup>。随着Cu原子析出增加,

Cu原子在团簇中进一步取代Fe原子,当Fe原子在团簇中远小于Cu时, $B_2$ 有序团簇便会转变为弱有序的BCC团簇<sup>[66]</sup>。随着Cu富集而增加的应变能最终导致原子沿不同晶面运动, $[101]$ 、 $[010]$ 和 $[\bar{1}0\bar{1}]$ 面分别转变为 $[100]$ 、 $[010]$ 和 $[001]$ ,导致富铜团簇由BCC结构转变为了9R结构。随着时效时间延长,9R-Cu结构中的堆垛层错逐渐消失,最终转变为了非共格的FCC结构<sup>[67]</sup>,基于TEM分析的Cu析出物与 $\alpha$ -Fe基体之间的取向关系示意图见图8。

当富铜纳米相与BCC基体保持高共格状态时,位错可以切过纳米相进行运动,此时主要

主要为剪切机制起到强化作用。在剪切机制中,主要通过有序强化、模量强化、化学强化和共格强化四个机制共同贡献强度<sup>[54,68]</sup>。当位错剪切一个有序的纳米相时会生成一个反向畴界,进而阻碍位

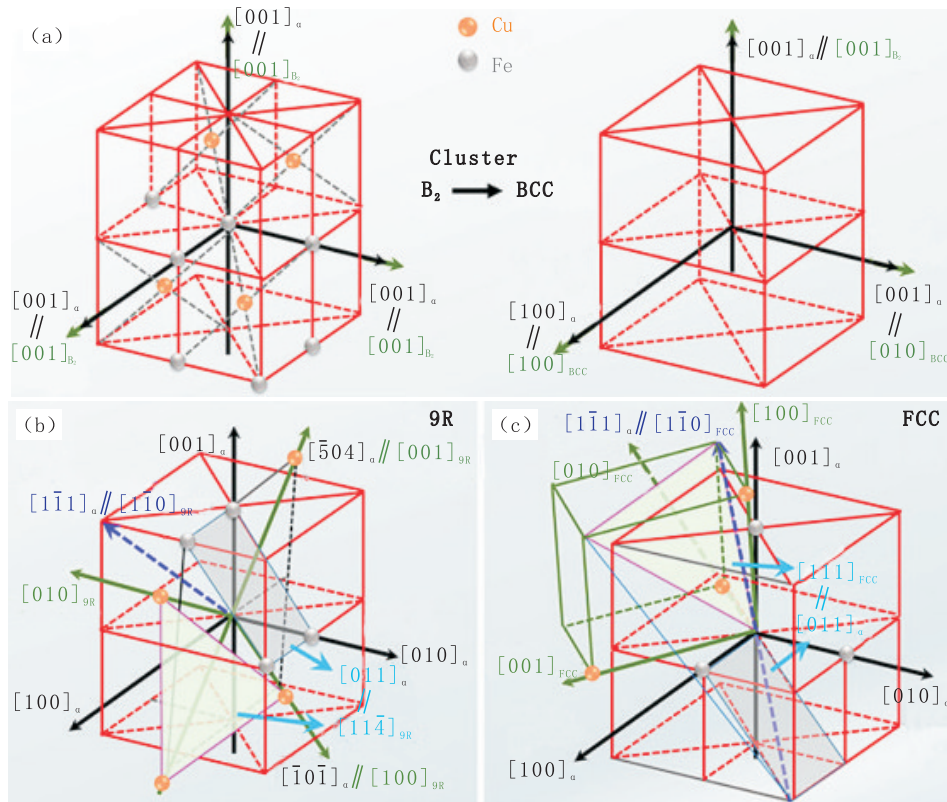
错运动,产生有序强化效果;由于纳米相弹性模量与基体不同,位错运动至纳米相时会由弹性模量不同产生模量强化效果;当位错切过纳米相时,形成了纳米相与基体的新界面,导致化学强化机制



(a) 位错遇到硬性沉淀形成绕过机制; (b) 位错遇到软性沉淀形成切过纳米强化机制

图7 位错遇到不同沉淀形成不同机制示意图<sup>[63]</sup>

Fig. 7 Schematic Diagram of Dislocation Interaction Mechanisms with Diverse Precipitates<sup>[63]</sup>



(a) 矩阵中的 $B_2$ 、BCC结构; (b) 矩阵中的9R结构; (c) 矩阵中的FCC结构

图8 基于TEM分析的Cu析出物与 $\alpha$ -Fe基体之间的取向关系示意图<sup>[67]</sup>

Fig. 8 Schematic of the Orientation Relationship between Cu Precipitates and the  $\alpha$ -Fe Matrix Based on TEM Analysis<sup>[67]</sup>

的形成;而共格强化则是由析出相产生的共格应变造成的,其中,主要由有序强化和模量强化贡献强度<sup>[69]</sup>。随着纳米相结构的演变,其逐渐变为与基体呈现非共格的FCC结构硬相不可变形沉淀析出,此时则主要通过Orowan绕过机制起到强化作用。在不同强化机制中,屈服强度的计算方法也不同,由剪切强化( $\sigma_{\text{Shearing}}$ )和绕过强化贡献( $\sigma_{\text{Orowan}}$ )的屈服强度如式(8)所示,绕过机制的计算如式(9)所示:

$$\sigma_{\text{Shearing}} = K_1 f^{1/2} R^{1/2} \quad (8)$$

$$\sigma_{\text{Orowan}} = K_2 f^{1/2} R^{-1} \ln R \quad (9)$$

式中, $K_1$ 与 $K_2$ 均为与位错、基体有关的系数; $f$ 为纳米相的体积分数; $R$ 为纳米相的平均半径,nm。

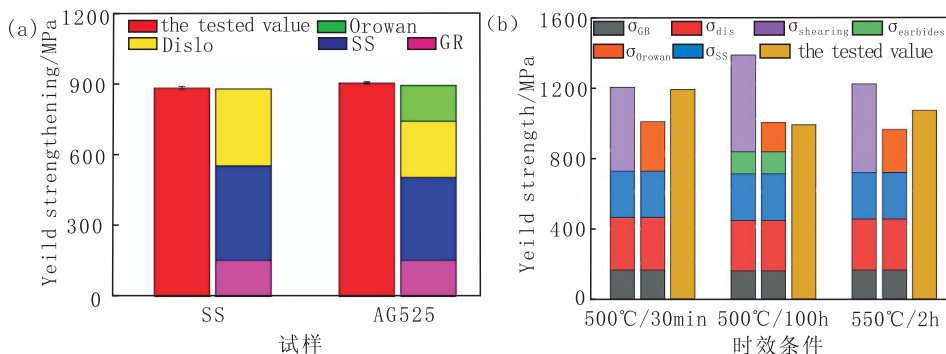
### 3 富铜纳米相强化钢屈服强度计算

上文中分别叙述了钢的四种强化机制即固溶强化( $\sigma_{\text{ss}}$ )、晶界强化( $\sigma_{\text{GB}}$ )、位错强化( $\sigma_{\text{dis}}$ )以及沉淀强化( $\sigma_{\text{ppt}}$ )的计算方式,其中,沉淀强化( $\sigma_{\text{ppt}}$ )根据纳米相尺寸和数量密度不同主要分为剪切强化和绕过强化。钢的屈服强度可以表示为上述四者之和,如式(10)所示:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_{\text{ss}} + \sigma_{\text{GB}} + \sigma_{\text{dis}} + \sigma_{\text{ppt}} \quad (10)$$

式中,各项单位均为MPa;这为不同成分的富铜纳米相强化钢屈服强度计算提供了方式。Wei等<sup>[27]</sup>通过调控Cu和Ni含量,获得了具有不同密度和形态析出相的富铜纳米相强化钢,分别计算了不同强化机制的强度贡献,并将理论计算的屈服强度与实测强度进行了对比,发现二者结果吻合,各个机制对于3.1Ni1.2Cu钢和6Ni2.1Cu钢屈服强度的定量化贡献如图9所示<sup>[27,70]</sup>。

其中,图9(a)为3.1Ni1.2Cu钢的理论计算强度与实测强度,由于该时效条件下纳米相尺寸已与基体失去共格关系,超过剪切机制的临界尺寸,因此位错以Orowan机制绕过位错,沉淀强化主要通过Orowan机制提供强度。图9(b)为6Ni2.1Cu中各个强化机制所贡献的强度,当时效条件为500℃下保温30min,纳米相尺寸较小,此时位错切过纳米相,沉淀强化主要依靠剪切机制提供强度,而当时效条件为550℃下保温100h时,此时纳米相已经长大,与基体呈现非共格状态,位错无法切过纳米相,转而以绕过方式通过,因此强化机制为Orowan绕过机制,而时效条件处于550℃下保温2h时,切过机制与Orowan绕过机制都发挥了作用,因此强度处于二者之间。



(a) 3.1Ni1.2Cu钢; (b) 6Ni2.1Cu钢

图9 各个机制对于3.1Ni1.2Cu钢和6Ni2.1Cu钢屈服强度的定量化贡献<sup>[27,70]</sup>

Fig. 9 Contribution of the Various Strengthening Mechanisms to the Total Yield Strength of 3.1Ni1.2Cu Steel and 6Ni2.1Cu Steel<sup>[27,70]</sup>

此外,Zhao等<sup>[71]</sup>、Shen等<sup>[6]</sup>以及Li等<sup>[72]</sup>均在合金元素不同的富铜纳米相强化钢中利用理论计算得出了相应的强度贡献,并发现理论计算屈服强度与实测屈服强度吻合,验证了纳米相强化钢屈服强度由固溶强化、晶界强化、位错强化与沉淀强化所贡献。

### 4 结论

本文从固溶强化、晶界强化、位错强化和沉淀强化四个方面介绍了富铜纳米相强化钢的强化机制与强度计算方法。四种强化方式均与位错的相互作用有关,因此,对于位错密度的调控是设计高强度富铜纳米相强化钢的关键步骤。

(1) 固溶强化通过溶质原子引发的应力场与位错的作用提高强度,不同溶质原子引发的强化效果不同。

(2) 马氏体板条块是控制马氏体强度的最小结构单元,细小的板条块尺寸有助于强度的提升。

(3) 位错强化主要通过几何必要位错而非统计存储位错的相互作用起到强化效果,除了位错数量密度本身外,合金元素也会通过减小位错运动阻力或限制位错增殖影响位错强化效果。

(4) 纳米沉淀相会经历由体心立方方向面心立方的演变过程,在结构为体心立方时能够提供最强的强化效果,此时位错通过切过纳米沉淀相引起强度的提高,因此在设计纳米沉淀相时应该根据所期望达到的力学性能选择合适结构的纳米沉淀相。

## 致谢

感谢国家重点研发计划项目(2023YFA1609100)、国家自然科学基金(叶企孙联合基金)项目(U2141207)和鞍钢股份技术研发项目支持。

## 参考文献

- [1] 赵捷. 我国高品质船舶、海洋工程用钢研究进展[J]. 材料导报, 2018, 32(S1): 428-431.
- [2] 陈礼清, 习小慧. 低碳低合金及含铜海洋工程用钢的研究及其发展[J]. 轧钢, 2023, 40(1): 1-11.
- [3] Jiao Z B, Luan J H, Liu C T. Strategies for improving ductility of ordered intermetallics [J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2016, 26(1): 1-12.
- [4] Han J, Wang K, Wang Z, et al. Tailoring the strength and low-temperature toughness of HSLA structural steel by adding trace Ce[J]. Materials Today Communications, 2024, 40: 109789.
- [5] Khan M S, Shi X, Yuan S, et al. Study on microbologically influenced corrosion of HSLA-65 steel [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 32: 2244-2254.
- [6] Shen W, Cheng G, Zhang C, et al. Effect of charging temperature of continuous casting slab on the surface cracks of HSLA steel thick plate [J]. Engineering Failure Analysis, 2024, 165: 108737.
- [7] Jiang S, Wang H, Wu Y, et al. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation [J]. Nature, 2017, 544(7651): 460-464.
- [8] De Luca A, Dunand D C, Seidman D N. Microstructure and mechanical properties of a precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er-Si alloy with a very small Sc content [J]. Acta Materialia, 2018, 144: 80-91.
- [9] Fan H, Zhu Y, El-Awady J A, et al. Precipitation hardening effects on extension twinning in magnesium alloys [J]. International Journal of Plasticity, 2018, 106: 186-202.
- [10] Cui Y, Po G, Ghoniem N M. A coupled dislocation dynamics-continuum barrier field model with application to irradiated materials [J]. International Journal of Plasticity, 2018, 104: 54-67.
- [11] Hirata A, Fujita T, Wen Y R, et al. Atomic structure of nanoclusters in oxide-dispersion-strengthened steels [J]. Nature Materials, 2011, 10(12): 922-926.
- [12] Kapoor M, Isheim D, Vaynman S, et al. Effects of increased alloying element content on NiAl-type precipitate formation, loading rate sensitivity, and ductility of Cu- and NiAl-precipitation-strengthened ferritic steels [J]. Acta Materialia, 2016, 104: 166-171.
- [13] Li Y, Li W, Liu W, et al. The austenite reversion and co-precipitation behavior of an ultra-low carbon medium manganese quenching-partitioning-tempering steel [J]. Acta Materialia, 2018, 146: 126-141.
- [14] Yao M J, Welsch E, Ponge D, et al. Strengthening and strain hardening mechanisms in a precipitation-hardened high-Mn lightweight steel [J]. Acta Materialia, 2017, 140: 258-273.
- [15] Jiang S H, Wang H, Wu Y, et al. Ultrastrong steel via minimal lattice misfit and high-density nanoprecipitation [J]. Nature, 2017, 544(7651): 460-464.
- [16] Zhang Z W, Liu C T, Wen Y R, et al. Influence of aging and thermomechanical treatments on the mechanical properties of a nanocluster-strengthened ferritic steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2012, 43(1): 351-359.
- [17] Harry T, Bacon D J. Computer simulation of the core structure of the < 111 > screw dislocation in  $\alpha$ -iron containing copper precipitates: I. structure in the matrix and a precipitate [J]. Acta materialia, 2002, 50(1): 195-208.
- [18] Lindqvist P, Uhrenius B. On the Fe-Cu phase diagram [J]. Calphad, 1980, 4(3): 193-200.
- [19] Goodman S R, Brenner S S, Low J R. An FIM-atom probe study of the precipitation of copper from iron-1.4 at. pct copper. Part I: Field-ion microscopy [J]. Metallurgical Transactions, 1973, 4: 2363-2369.
- [20] Deardo A J. Committee T F M. Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels [M]. Warrendale, PA: Minerals, Metals & Materials Society, 1988.
- [21] Zhang Z, Liu C T, Miller M K, et al. A nanoscale co-precipitation approach for property enhancement of Fe-base alloys [J]. Scientific Reports, 2013, 3(1): 1327.
- [22] Zhao Y, Guo H, Xu S S, et al. Effects of Solid Solution Treatments on the Microstructure and Mechanical Properties of a Nanoscale Precipitate-Strengthened Ferritic Steel [J]. Metallurgical and materials transactions. A, Physical metallurgy and materials science, 2018, 49(8): 3383-3393.

- [23] Zhao Y, Xu S, Li J, et al. Enhancement of low temperature toughness of nanoprecipitates strengthened ferritic steel by delamination structure[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 691: 162-167.
- [24] Fine M E, Isheim D. Origin of copper precipitation strengthening in steel revisited[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 53(1): 115-118.
- [25] Zackay V F, Aaronson H I, Committee M S O A. Decomposition of Austenite by Diffusional Processes: Proceedings of a Symposium Held in Philadelphia, Pennsylvania, October 19, 1960, Under the Sponsorship of the Ferrous Metallurgy Committee of the Institute of Metals Division, the Metallurgical Society, American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers [M]. New York: Interscience Publishers, 1962.
- [26] Miyazawa N, Hama T. Molecular dynamics simulation for determining dislocation strengthening coefficient in BCC iron [C]// *Material Forming, ESAFORM 2024*. Millersville: Materials Research Forum LLC, 2024: 983-988.
- [27] Wei X, Sun L, Zhang Z, et al. Achieving superior low-temperature toughness in high-strength low-carbon steel via controlling lath boundary segregation [J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 24: 1524-1536.
- [28] Wilson A D, Hamburg E G, Colvin D J, et al. Properties and microstructures of copper precipitation aged plate steels [J]. *ASM International*, 1988: 259-275.
- [29] Mikalac S J, Vassilaros M G. Strength and toughness response to aging in a high copper HSLA-100 steel [C]// *Proceedings of the TMS Annual Meeting*. Warrendale, PA, USA: TMS, 1991: 331-343.
- [30] Mujahid M, Lis A K, Garcia C I, et al. Structure - Property Studies of Copper-Containing HSLA-100 Steels [C]// *Proceedings of the 1992 Conference*. Pittsburgh: Iron and Steel Society, Inc., 1992: 345-357.
- [31] Liu Q, Wen H, Zhang H, et al. Effect of Multistage Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of High-Strength Low-Alloy Steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 2016, 47(5): 1960-1974.
- [32] Zhao Y, Tong X, Wei X H, et al. Effects of microstructure on crack resistance and low-temperature toughness of ultra-low carbon high strength steel [J]. *International Journal of Plasticity*, 2019, 116: 203-215.
- [33] 徐祖耀. 条状马氏体形态对钢力学性质的影响 [J]. *热处理*, 2009, 24(3): 1-6.
- [34] Yoshida S, Arai Y, Hara T, et al. Effect of Block Size on the Reduction Rate of Dislocation Density during Tempering Treatment of Lath Martensite in Low Alloy Steel [J]. *ISIJ International*, 2022, 62(2): 321-327.
- [35] Masumura T, Inami K, Matsuda K, et al. Quantitative evaluation of dislocation density in as-quenched martensite with tetragonality by X-ray line profile analysis in a medium-carbon steel [J]. *Acta Materialia*, 2022, 234: 118052.
- [36] 田家敏, 刘拼拼, 范景莲, 等. 钼合金化的研究现状 [J]. *中国钨业*, 2008(4): 27-30.
- [37] Butt M Z, Feltham P. Solid-solution hardening [J]. *Journal of Materials Science*, 1993, 28(10): 2557-2576.
- [38] Fleisgher R L. Solution hardening [J]. *Acta Metallurgica*, 1961, 9(11): 203-209.
- [39] Fleischer R L. Substitutional solution hardening [J]. *Elsevier B. V.*, 1963, 11(3): 203-209.
- [40] Labusch R. A Statistical Theory of Solid Solution Hardening [J]. *physica status solidi (b)*, 1970, 41(2): 659-669.
- [41] Pickering F B. *Physical metallurgy and the design of steels* [M]. London: Applied Science Publishers, 1978.
- [42] 陈继林, 冯光宏, 马洪磊, 等. Cr-Mo 微合金冷锻钢的显微组织、力学性能及强化机制 [J]. *金属学报*, 2022, 58(9): 1189-1198.
- [43] 肖月华, 彭博, 范爱琴, 等. Fe-Ni-Al 超高强度双相钢的复合析出行为和强化机制 [J]. *钢铁研究学报*, 2023, 35(7): 873-880.
- [44] 车尚峰, 方烽, 张元祥, 等. 高强无取向硅钢组织演变与强化机制 [J]. *轧钢*, 2022, 39(6): 165-174.
- [45] Sun D, Wang H, An X, et al. Quantitative evaluation of the contribution of carbide-free bainite, lath martensite, and retained austenite on the mechanical properties of C-Mn-Si high-strength steels [J]. *Materials Characterization*, 2023, 199: 112802.
- [46] 周涛. 马氏体基高强度强韧化机理研究与物理建模 [D]. 北京: 北京科技大学, 2018.
- [47] Norstrom L A. on The Yield Strength of Quenched Low-carbon Lath Martensite [J]. *SCAND. J. METALLURGY*, 1976, 5: 41-48.
- [48] 吴彬彬. 高强度低合金钢晶体学特征及其成分-工艺-性能关系研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2020.
- [49] Tomita Y, Okabayashi K. Effect of microstructure on strength and toughness of heat-treated low alloy structural steels [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1986, 17(7): 1203-1209.
- [50] Morito S, Yoshida H, Maki T, et al. Effect of block size on the strength of lath martensite in low carbon steels [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 438-440: 237-240.
- [51] Shibata A, Nagoshi T, Sone M, et al. Evaluation of the block boundary and sub-block boundary strengths of ferrous lath martensite using a micro-bending test [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(29): 7538-7544.
- [52] Zhang C, Wang Q, Ren J, et al. Effect of martensitic morphology on mechanical properties of an as-quenched and tempered 25CrMo48V steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 534: 339-346.
- [53] 刘欣. 钒含量对 Nb-V-Ti 微合金钢析出行为及组织性能的影响 [D]. 沈阳: 东北大学, 2019.
- [54] Kelly A J, Sir Nicholson R. *Strengthening methods in crystals*

- [15] 王康, 龚文杰, 段晓燕, 等. 基于 PSO 算法优化 GRU 神经网络的短期负荷预测[J]. 广东电力, 2020, 33(4): 90-96.
- [16] Abdel-Basset M, Mohamed R, Azeem A, et al. Kepler optimization algorithm: A new metaheuristic algorithm inspired by Kepler's laws of planetary motion[J]. Knowledge-Based Systems, 2023, 268: 110454.
- [17] Hakmi S H, Shaheen A M, Alnami H, et al. Kepler Algorithm for large-scale systems of economic dispatch with heat optimization[J]. Biomimetics (Basel, Switzerland), 2023, 8(8): 608.
- [18] 龙霞飞, 何志成, 周凌, 等. 基于 KOA-CNN-BiLSTM-AM 的风电齿轮箱故障诊断研究[J]. 机床与液压, 2025, 53(4): 214-220.
- [19] 王倩, 惠文涛, 吕永涛, 等. 超越临界 1000 MW 机组一次调频多变量优化策略[J]. 热力发电, 2019, 48(1): 24-29.
- [20] 纪德洋, 金锋, 冬雷, 等. 基于皮尔逊相关系数的光伏电站数据修复[J]. 中国电机工程学报, 2022, 42(4): 1514-1523.

(编辑 白璐)

修回日期: 2025-12-30

\* \* \* \* \*

## (上接第 59 页)

- [M]. Amsterdam: Elsevier Pub. Co., 1971.
- [55] Ashby M F. The deformation of plastically non-homogeneous materials [J]. The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics, 1970, 21(170): 399-424.
- [56] Lavrentev F F. The type of dislocation interaction as the factor determining work hardening [J]. Materials Science and Engineering, 1980, 46(2): 191-208.
- [57] Farraro R, McLellan R B. Temperature dependence of the Young's modulus and shear modulus of pure nickel, platinum, and molybdenum [J]. Metallurgical Transactions A, 1977, 8(10): 1563-1565.
- [58] Rashid M M, Gray Iii G T, Nemat-Nasser S. Heterogeneous deformations in copper single crystals at high and low strain rates [J]. Philosophical Magazine A, 1992, 65(3): 707-735.
- [59] Kumar P A, Vanaja J, Prasad Reddy G V, et al. Influence of thermomechanical processing and tempering temperature on tensile flow and work hardening behaviour of India specific reduced activation ferritic martensitic steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2023, 886: 145701.
- [60] Lisiecka-Graca P, Bzowski K, Majta J, et al. A dislocation density-based model for the work hardening and softening behaviors upon stress reversal [J]. Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2021, 21(2): 84-95.
- [61] Senuma T. Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets [J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 520-532.
- [62] Morris Jr J W. Making steel strong and cheap [J]. Nature Materials, 2017, 16(8): 787-789.
- [63] Gladman T. Precipitation hardening in metals [J]. Materials Science and Technology, 1999, 15(1): 30-36.
- [64] Heo Y U, Kim Y K, Kim J S, et al. Phase transformation of Cu precipitates from bcc to fcc in Fe-3Si-2Cu alloy [J]. Acta Materialia, 2013, 61(2): 519-528.
- [65] Han G, Xie Z J, Li Z Y, et al. Evolution of crystal structure of Cu precipitates in a low carbon steel [J]. Materials & Design, 2017, 135: 92-101.
- [66] Sun M, Zhang W, Liu Z, et al. Direct observations on the crystal structure evolution of nano Cu-precipitates in an extremely low carbon steel [J]. Materials Letters, 2017, 187: 49-52.
- [67] Sun H, Li D, Diao Y, et al. Nanoscale Cu particle evolution and its impact on the mechanical properties and strengthening mechanism in precipitation-hardening stainless steel [J]. Materials Characterization, 2022, 188: 111885.
- [68] Russell K C, Brown L M. A dispersion strengthening model based on differing elastic moduli applied to the iron-copper system [J]. Acta Metallurgica, 1972, 20(7): 969-974.
- [69] Xu S S, Zhao Y, Tong X, et al. Independence of work hardening and precipitation strengthening in a nanocluster strengthened steel [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 712: 573-578.
- [70] Wei X, Cao X, Luan J H, et al. Synergy of strengthening and toughening of a Cu-rich precipitate-strengthened steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 832: 142487.
- [71] Zhao N, He Y, Wang J, et al. Balancing strength and toughness by QLT process in a low-Ni heavy steel plate with GPa grade [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 907: 146748.
- [72] Li J, Jiang W, Zhang Y, et al. Evolution and strengthening of nanoprecipitates in a high strength maraging stainless steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 915: 147198.

(编辑 白璐)

修回日期: 2025-04-11