

热处理译文集

《金属热处理》编辑部

一九七八年

目 录

钢铁热处理基础理论的最近进展	〔日〕田村今男(周光裕译)	(1)
关于残余奥氏体的研究	齐立礼编译	(5)
真空渗碳	〔日〕村上弘二(陈其明译)	(14)
真空渗碳	〔美〕W. J. Doelker(潘同明译)	(19)
真空渗碳工艺参数及应用	〔德〕F. W. 埃赛尔(马登杰译)	(24)
真空离子渗碳	〔日〕米田芳之(徐安达译)	(29)
氮化硅在热处理中的应用	(赖高惠译)	(36)
复合热处理	〔日〕大和久 重雄(周佩复译)	(37)
钢的碳氮氧复合共渗	〔苏〕B. A. 卡里尼尔等(郭玉林译)	(41)
燃料燃烧加热现场热处理	(赖高惠译)	(43)
关于软氮化处理钢高频淬火的基础研究	〔日〕高濂孝夫等(廖庆国译)	(44)
钢的渗硼层结构	〔苏〕Ю. A. 阿里莫夫(于家恒译)	(48)
用乙硼烷进行纯铁的硼化处理	〔日〕藤井京子等(陈淑良译)	(49)
高强度铸铁扩散渗硼及渗硼层组织	〔苏〕Л. С. 良霍维奇等(于家恒译)	(53)
渗透覆盖表面处理的现在及将来	〔日〕金武典夫(张治华译)	(55)
渗碳时碳势调节范围的确定	〔苏〕Р. Е. 格里尼尔(蒋正行译)	(59)
氮化处理条件和化合物层的说明	〔日〕高濂孝夫(吴轮中译)	(61)
新的电解加热淬火法	〔日〕 岛 好范(李言成译)	(71)
应用工业激光进行表面硬化和表面合金化	〔美〕F. D. Seaman(王志成译)	(77)
用氧浓差电池控制光亮热处理炉气氛	〔日〕小林邦夫等(蔡茂江译)	(83)
化学成分对铸铁热处理的影响	〔日〕奥本武臣(曹海秋译)	(88)
高温盐浴脱氧剂	〔苏〕Е. А. 斯莫列尼柯夫等(许正名译)	(94)
分级淬火盐浴加水后的冷却性能	〔日〕久保田俊夫等(曹海秋译)	(97)
无废水热处理车间的经验和发展趋势	〔德〕孔斯特(韩永译)	(104)
Sur-sulf法—无污染盐浴表面处理	(刘以宽译)	(107)

编者的话 一年来,我们收到了许多译文稿件,但因“金属热处理”杂志篇幅有限,且以介绍国内情况为主,所以译文刊登数量不多。为了更多地介绍国外热处理情况和满足广大读者的要求,我们选出了其中25篇译稿编成这本《译文集》。在编辑过程中,除删掉所有的参考文献外,在文字、图表方面也有部分删减。由于水平有限,缺点错误在所难免,敬请广大读者批评指正。

钢铁热处理基础理论的最近进展

〔日〕 田村今男

钢铁热处理基础理论内容是非常多的,如相变理论、淬透性问题及组织与性能的关系等等,它的发展也是多方面的。

本文仅就与实际热处理直接相关的基础理论的发展进行概略的介绍。

一、相变和组织

1. 马氏体

(1) 铁马氏体的正方性

众所周知,碳钢的马氏体是体心正方晶格,其正方性(轴比 c/a)用罗伯特(Roberts)公式¹表示:

$$c/a = 1.000 + 0.045 \times c\% \quad (1)$$

虽然认为(1)式不受合金元素影响,但最近发现Fe-Mn-C马氏体的轴比非常小², Fe-Al-C的轴比又非常大³。还有, Fe-Ni-C的也很大⁴。为了说明上述现象,就马氏体中碳原子位置,占据该位置的理由,以及认为在极微观的[011]面存在内部孪晶等展开了广泛地讨论。

表示这种正方性的是碳原子在三组八面体位置中的仅仅一组八面体位置里的位置。即应该发生C-原子的规则排列,规则排列的临界温度随碳浓度呈直线上升,在0.23~0.25%C

时,一般认为临界温度大约在室温附近⁵。

(2) 铁马氏体的形态

众所周知,板条马氏体和片状马氏体是铁马氏体的代表性态⁶。板条马氏体是位错密度高的马氏体晶粒(小板条)聚集成束而形成的。几乎所有的低碳低合金钢、不锈钢都出现板条马氏体。在片状马氏体叶的中央有叫作中脊的心骨,在其周围存在相变孪晶,在边缘部位是具有位错的部分孪晶马氏体,并在原来的奥氏体晶粒内部长成竹叶状。片状马氏体出现在高碳钢(0.6%C以上)及Fe-高Ni钢中。此外,作者等人还看到蝶片马氏体^{6,7}和薄片状马氏体^{8,9},查明了它们的机理。

图1表示Fe-Ni-C系合金的Ms点、含碳量同马氏体形态的关系⁹。

Owen等还大胆地提出了板条马氏体是立方晶格,片状马氏体是正方晶格的论点¹⁰。Magee等¹¹支持Owen等的论点。在图1上,当Fe-C马氏体含碳量小于0.6%时,为板条马氏体,是立方晶格。含碳量高于0.6%时,片状马氏体混进来,显示了正方性。随着Ni含量的增加,表明Ms点下降,易于形成片状马氏体,开始显示正方性的碳含量向低碳方向移动。

(3) 铁马氏体的强度和韧性

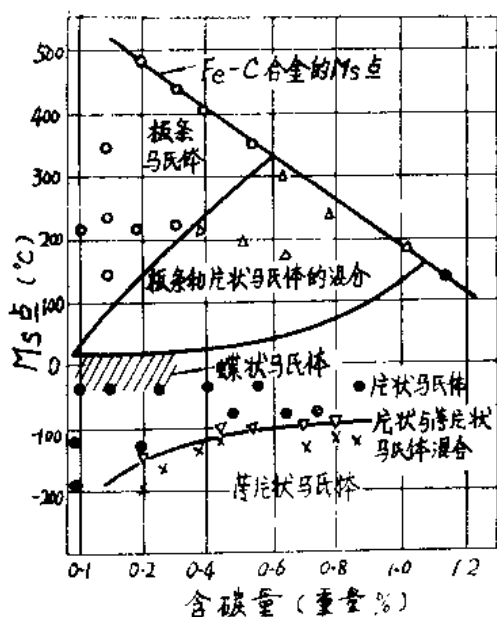


图1 Fe-Ni-C系合金的马氏体形态同含碳量及Ms点的关系

作者于1964年曾查明，其后又多次说明过在正方晶马氏体中有产生孪晶的优先晶面^{(12)~(15)}。一般地说，马氏体随含碳量增加而增高强度与硬度，当碳含量增至某种程度(约0.6%C)以上，如再增加碳含量，则马氏体的硬度与强度不再变化。这是因为立方晶马氏体产生滑移变形而固溶碳阻碍滑移变形产生硬化，达到正方晶格时，则在上述的优先晶面产生孪晶变形，在此以上再增加含碳量也不会过分硬化。当然，在铁马氏体上产生早期破断情况较多，在Fe-Ni-C系这种早期破断现象相当明显。

这样，板条立方晶马氏体产生滑移变形，随着含碳量的增加变得非常强硬。而且小板条聚集成束，这种束的大小是一个破断单位。束愈小，则塑性变脆性的转变温度愈低^{(16)~(17)}。韧性也比较好。

与此相反，片状正方晶马氏体，同其含碳量比较，强度硬度比较低，而且在奥氏体晶粒内部形成竹叶状，在其相互冲突的地方往往生成微裂纹⁽¹⁸⁾，并且最早生成的片状马氏体叶相当大，这种地方起着决定破断单位的作用⁽¹⁹⁾，韧性方面当然不会使人满足。

(4) 球化过共析钢的奥氏体化

像轴承钢这样的球化过共析钢进行奥氏体化时，最初生成的奥氏体含碳量大致是0.3~0.4%C，是 A_3 线所表示的浓度。延长保温时间，渗碳体溶解进来，碳浓度逐渐升高，最终达到 A_{cm} 线所表示的碳浓度。由于保温而得到的这个浓度，至少是含0.8%C以上。这样，在加热途中淬火时，如在含碳量约0.6%以下时淬火，将得到板条马氏体，从含碳在0.6%以上淬火会得到片状马氏体。如在奥氏体含碳量约0.6%时淬火，我们认为可以得到出色的强韧性。

要控制球状渗碳体的溶解情况，还要控制它的分布和弥散度，这是非常困难的⁽²⁰⁾。仅就奥氏体化处理这一点看，也要经常地多加考虑。

2. 相界面析出

图2左下图是横过来的Fe-Fe₃C状态图。左上图(横过来的)是成分为Co的钢的等温转变曲线图。把Co成分的钢从奥氏体化温度 T_0 急冷到 A_1 以下的温度 T_1 ，然后在 T_1 作等温保温，并考虑只保温 t_1 时间。这时在奥氏体晶粒边界析出了如右上图的球状铁素体，并且在铁素体的中心部位析出少量的渗碳体，铁素体的浓度将变成 C_1 。在铁素体与奥氏体边界

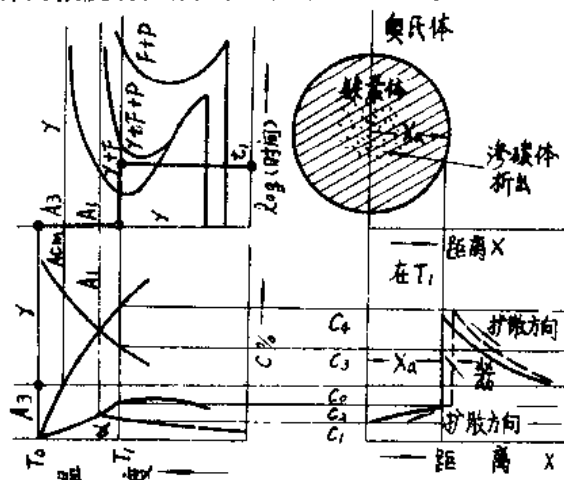


图2 铁素体在奥氏体中的成长过程说明图

上 C_2 浓度的铁素体和 C_4 浓度的奥氏体保持局部平衡，右下图表示它们的浓度的分布状况。扩散在箭头所示方向发生，随着铁素体的长大，奥氏体被浓缩起来，终于在铁素体-奥氏体边界产生渗碳体核。

这时，在碳的扩散十分快时，渗碳体能充分得到正常化，因而形成珠光体。可是，当温度低，扩散进行得不充分的时候，相界面上析出渗碳体，在其周围奥氏体浓度下降，只有铁素体成长，而且在晶界进行析出渗碳体相变，结果渗碳体往往被搞得支离破碎。这种组织称为伪珠光体²¹。把这种析出现象称为相界面析出²¹。这时碳化物具有队列状特征。这样的析出宁可用在含V、W、Mo、Ti等碳化物形成元素的低碳低合金钢，在比较慢冷时，这些碳化物在奥氏体相变同时析出得很好，可用于非调质的高强度钢的强化。

3. 贝氏体

奥氏体冷却时会出现铁素体、贝氏体、马氏体等组织，而且很难区别它们，特别是低碳钢。大森等把贝氏体分为I、II、III类²²，I类就是前述的伪珠光体。II类是在板条状铁素体叶之间析出渗碳体组织，相当于以往的上贝氏体组织。III类是在片状铁素体叶中，析出有渗碳体的组织，就是以往的下贝氏体。

大森等指出²³，在碳钢中，不管含碳量的多少，伪珠光体约在470℃以上形成，上贝氏体约在330~470℃之间，下贝氏体在 M_s 以上~330℃之间形成。当含碳量低时 M_s 点处在高温，随着含碳量的增加 M_s 点温度下降。因此在含碳量小于0.4%的钢中，不出现下贝氏体。而且在含碳小于0.17%的钢中，上贝氏体和下贝氏体都不出现。在那些组织生成之前应当生成马氏体。这一点在实用上是十分重要的。当然，当钢中含合金元素时，上述结果是会有所变化的。

作者认为²⁴：贝氏体具有独自的相变孕育期，在同类钢中，奥氏体的碳浓度愈低，则上贝氏体的孕育期愈短，下贝氏体的孕育期

愈长²⁵，这是与贝氏体本质相关的重要现象。

二、淬火硬化

钢材的淬火硬化能力取决于钢本身的淬透性、钢材的尺寸和冷却剂的冷却能力。它们之间的关系，自Grossmann以来，在长期研究中建立起了体系，但还期待着新体系的出现。最近，Kirkaldy²⁶提出了根本不同的方法。即用计算机计算出钢材各部分的冷却曲线。计算在相变点以下的孕育期所用的时间进而计算出各部分相变状况。这方面有待今后的研究。有关孕育期的时间问题已经有过说明，此处从略²⁷。

三、形变热处理

1. 形变淬火

(1) 奥氏体的形变

形变淬火是将亚稳定奥氏体形变后淬火成马氏体并在回火后使用，因此钢的性质非常强韧，但处理方法复杂，使得人们对它的兴趣渐渐减少。可是对于称作锻造淬火的高温形变淬火，在生产中则颇为广泛地被采用着。看来这些处理方法之间没有本质上的差别，只有形变温度和形变方法的不同。这里必须考虑两个问题。其一，虽说是奥氏体形变：按照形变温度同形变方法（特别是形变速度），承受形变的奥氏体的状态（晶格缺陷，晶粒大小等）是不同的。其二是，这样的奥氏体的一些缺陷在马氏体中是怎样被保留的，以及对马氏体的构造和缺陷有怎样的影响。

以奥氏体形变时的温度 $T(^{\circ}K)$ 、形变速度 $\dot{\epsilon}$ 来表示 Z 值，则有

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

Z 值大小可确定形变奥氏体的大略状态。这里 R 是气体常数， Q 是激活能， Z 叫作Zener函

数。Z值大，则奥氏体由于形变产生加工硬化。Z值小，虽有少许加工硬化，但是，由于温度高，很快产生恢复和再结晶而使之立刻软化，从而产生了粗大的晶粒。假若取得适当的Z值，则加工硬化同恢复再结晶的软化相平衡，即产生了所谓的动态恢复或者叫动态再结晶。它虽然也关系到奥氏体的积层缺陷能等，但在普通奥氏体中产生动态再结晶，晶粒就会细化⁽²⁹⁾。当然，晶粒内也产生多边形化，也形成由位错网引起的晶胞、亚晶界。

(2) 缺陷的传递

由奥氏体向马氏体转变时，一般认为奥氏体中的几乎所有的缺陷都传给马氏体⁽³⁰⁾。晶胞结构传给马氏体这点在1969年已经报导过了⁽³¹⁾。最近，牧等人⁽³²⁾通过电子显微镜更加明确地看到了这种组织。

牧等人最近还发现⁽³³⁾，孪晶马氏体的孪晶宽度通过形变淬火而变小。可是，孪晶的宽度同基底宽度之比几乎不发生变化。这点也与马氏体相变现象理论相符。

(3) 形变淬火产生的马氏体的机械性能

如前所述，根据Z值进行形变的奥氏体应该有各种不同状态，对于由这种状态生成的马氏体的机械性能，必须进行详细地研究。现在这种研究进行得很不够。作者仅仅知道 Bernshtein的研究⁽³⁴⁾。这个研究认为，与其要Z值大(加工硬化大)，不如让它产生动态再结晶(动态多边形化)，这样韧性会更好。就是说，Z值大(以前的形变淬火)强化效果大，韧性也不易下降，但若处于动态再结晶的状态，则强化、韧化都会发生。这应该是积极地提高强韧性的办法。

以前的形变淬火资料，几乎全是大的Z值，这当然是由形变硬化了的奥氏体来确定马氏体的性能。这时钢材强度提高，韧性也不下降。即使由于奥氏体形变引起应力集中，但由于生成不同的马氏体使应力集中得以缓和，有减少裂纹发生源的作用⁽³⁴⁾。

另外，奥氏体有4个滑移面 $[111]_y$ ，相变

时，这4个滑移面占据马氏体中6个 $[110]_a$ 面中的4个面。但是由于相变，马氏体的新的2个 $[110]_a$ 面也能形成。显然新的2个 $[110]_a$ 面中，不存在位错传递。这样，由于相变，活性高的滑移面能形成新的晶面，这也许是韧性不易下降的一个理由。

2. 控制轧制

(1) 400千磅/英寸²级马氏体时效钢

控制轧制在奥氏体形变这点上同形变淬火是一样的，主要用在非调质高强度钢，调整好轧制终止温度与变形度后，使钢产生扩散相变。对于这种扩散相变，可应用前述的相界面析出强化。

并且，在奥氏体状态轧制，籍控制其轧制温度和变形度引起奥氏体的细化，这种控制轧制或许能广泛应用于碳化物的球化等。

具有抗拉强度280公斤/毫米²以上，300公斤/毫米²左右的马氏体时效钢是13Ni-15Co-10Mo-0.3Ti之类的合金钢，Fe₂Mo大量析出，为了把它溶解在奥氏体内，必须在1200℃奥氏体化。但是，这种纯度十分好的马氏体时效钢，在这样高的温度完全固溶化剂则会急速产生晶粒长大。为了细化晶粒，可进行控制轧制淬火处理⁽³⁵⁾。

(2) 超高碳钢

Sherby等认为⁽³⁶⁾，在Fe-Fe₃C系合金中，Fe₃C球化有相当大的(25~30%)的体积比，则会显示超塑性。为此，用含1.3~1.9% C的碳钢证实了Fe₃C球化成功，并显示了超塑性。

Fe₃C球化处理要点是，从1150℃附近进行控制轧制(别的形变法也行)。得到的是球状化合物分布非常细，而且体积比也很大的超高碳钢，并且认为这种球化处理法一定会得到广泛的应用。

3. 相变诱发塑性

关于相变诱发塑性问题，作者谈过好几次⁽³⁷⁾，这里从略。不过最近有这样的报导⁽³⁸⁾，边冷却边形变，一生成某种程度的马

关于残余奥氏体的研究

齐立礼 编译

摘 要 本文是根据日刊《热处理》1977年17卷第4期刊登的几篇有关文章编译的，综述了近年国外对残余奥氏体（以 γ_r 表示）的有关研究，着重介绍 γ_r 对淬火钢机械性能的影响，在几个主要部门中 γ 的利与弊以及控制 γ_r 的方法。

γ 对钢的塑、韧性的影响^{1,2} 日本饭岛一昭等以静力扭转试验研究了 γ 对高碳淬火钢强度、塑性及韧性的影响。认为，有15%左右 γ_r 存在不会使硬度下降，但能提高淬火钢的塑性及韧性。因而，用冷处理减少 γ 对塑性、韧性而言，是不利的，宁可采用回火处理，获得一定程度（10%左右）的 γ_r 和回火贝氏体共存的状态较好。

图1所示为奥氏体化温度对1.00%C钢淬火状态及冷处理后性能的影响。由图可知，奥氏体化温度为900℃时，塑性和韧性显示极大

值，而经冷处理后，则不出现极大值。这就表明， γ 起着提高钢的塑性、韧性的作用。而在900℃以上时，由于奥氏体晶粒粗化，致使塑性、韧性降低。

图2所示为回火温度对机械性能的影响。不经冷处理的，在220℃出现明显的极大值，而高于220℃后，塑性、韧性下降。下降原因归结为低温回火脆性。但是，经冷处理后，在220℃回火时，极大值显著下降，这就说明，少量（约10%） γ_r 的存在对塑性、韧性的提高有较大的影响。同时，由试验得知，回火保温时

氏体就降温形变，并且，像降温那样，阶段地变化温度而形变，则延伸率更加提高。

4. 织构的控制

硅钢片的磁性和深拉伸用钢板的深拉伸性能，依织构状况，变化很大，这是众所周知的现象。为了提高那些性能，人为地进行织构控制，制造质量十分优秀的钢板也是大家十分清楚的事情。

与此相关，最近得知，非调质高强度钢板的强度和韧性在很大程度上决定于组织，并且发现^{3,4}，〔332〕_h、〔113〕_h方位发达，则不管在哪个方向上，强度同韧性都是良好的。所以，假如能人为控制这种织构的成长，则材料的性能可望有极大地提高。当然，我们期待着这方面的研究取得进展。

与此相关，铅浴淬火法拉拔的琴钢丝及PC钢丝，不易发生低温脆性^{4,5}，作者认为，这大概和织构有关系。

结 束 语

最近我在《热处理》杂志上写了题为“钢热处理基础理论最近的发展”一文（我国《金属热处理》杂志78年1期已译载一译注）以后，又以那篇文章上没有写过的重要点为中心写了这篇短文。假如把这两篇文章结合起来看，将可以加深理解。

（周光裕译自日刊《金属》1977年临时增刊3月号，吴轮中校）

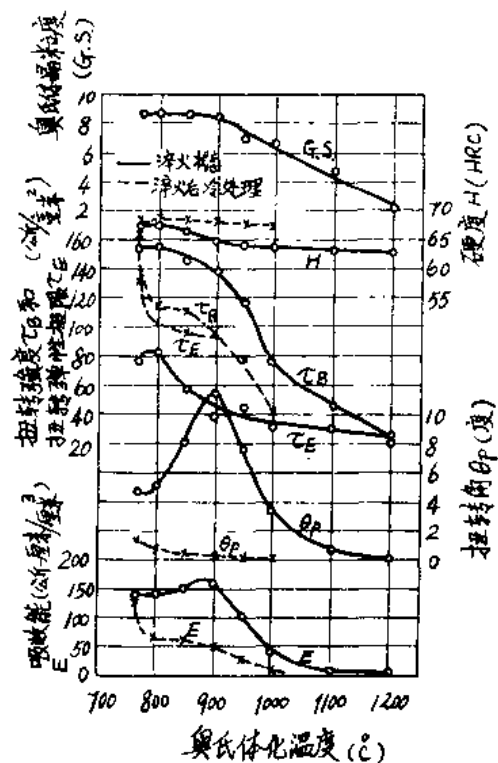


图1 奥氏体化温度对1.00%C钢淬火状态及冷处理后的性能影响

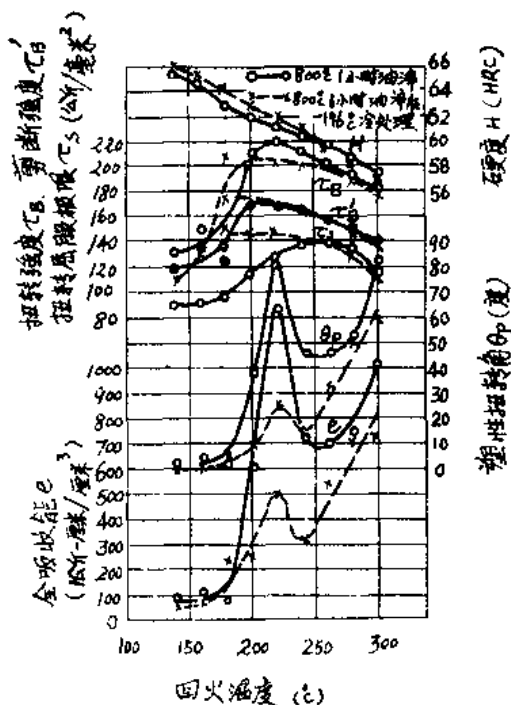


图2 回火温度对机械性能的影响
[0.84%C, 800°C×1小时油淬]

火温度和时间综合影响的图形得知, 塑性、韧性显示极大值的时间, 是在 γ_R 进行贝氏体转变(回火第二阶段)的某一程度(50%左右), e -铁化合物析出(回火第一阶段)完了, Fe^3C 析出(回火第三阶段)的开始时间几乎一致。

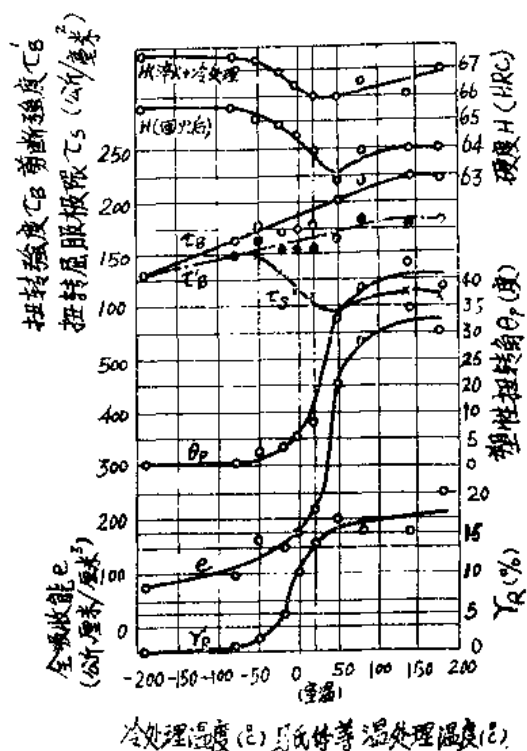


图3 冷处理及马氏体等温处理温度对机械性能的影响

(1.04%C, 800°C×1小时, 油淬, 冷处理和马氏体等温处理, 180°C×1小时回火)

图3所示为冷处理和马氏体等温处理对机械性能的影响。对经50°C—180°C各个温度油中马氏体等温处理(MT)以及冷处理(S.Z.)的试验表明(见图3、图4), 在RT(常温油中急冷)以下。即在冷处理范围淬火钢的机械性能与 γ_R 几乎成直线关系。而在RT以上, 即在马氏体等温处理范围, 其塑性、韧性均在直线关系之外, 由此得知, 不单纯是 γ 增加的缘故。还由于在Ms-Mf温度范围等温及缓冷时, γ_R 强烈稳定化以及生成马氏体的自身回火之故。

间的延长, 与提高回火温度的影响类似。从回

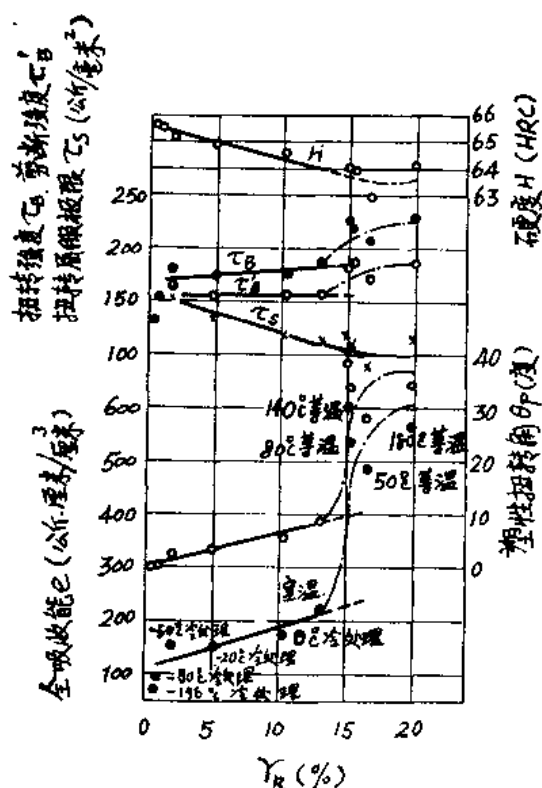


图4 γ_R 量和硬度及扭转特性的关系
(1.04% C, 由图8引出)

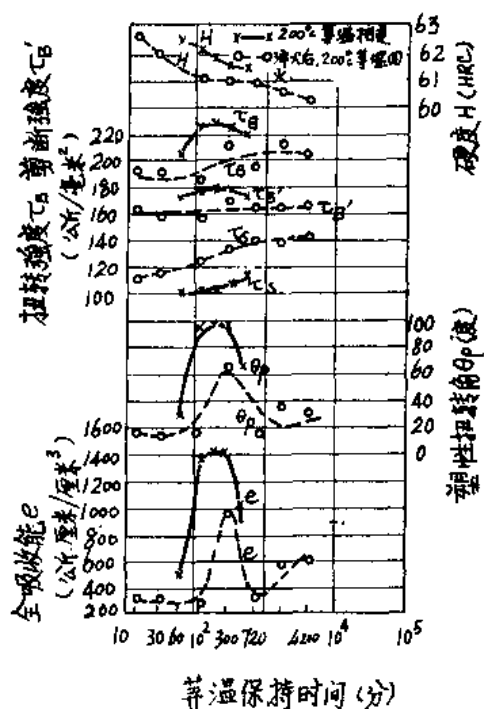


图5 等温相变处理和等温回火时机械性能的变化
(0.84% C, 200°C)

图5是由 M_s 点以下等温相变处理(实线)和普通淬火(虚线)后机械性能的比较。两种处理都是在等温3小时处,塑性、韧性出现极大值。但是等温相变处理的极大值更高。分析1.04% C钢在200°C进行不同时间等温相变处理时的长度变化,等温相变处理后冷到常温和加热至200°C时长度变化以及在200°C时以不同时间进行等温相变处理后冷至室温,再在200°C回火时得知,强韧性高的等温3小时处正是生成80%贝氏体、约20% γ_R 的处所。主要是由于200°C低温生成的贝氏体强韧性高以及 γ_R 强烈陈化稳定,致使塑性、韧性出现极大值。

工具和 γ_R ⁽³⁾ 高碳冷作工具钢和高速工具钢在规定加热温度进行淬火时,有15—35% γ_R 存在。由于工具要求有较高的硬度韧性,而硬度和耐磨性有关,韧性和承受冲击能力有关。 γ_R 降低硬度致使耐磨性降低,但 γ_R 又能提高钢的韧性,致使耐冲击能力提高, γ_R 的利与弊尚无定论。

西村富隆等对1% C—Cr—W系冷工具钢SKS₂进行了研究。一部分试样经850°C×20分油淬后,再经100~300°C温度范围回火达1000小时;另一部分试样则经淬火后,直接放入液氮中冷处理后再回火处理。求出这些试样的 γ_R 量、硬度、冲击值、静力弯曲特征、静扭转和冲击扭转特性,尺寸变化率等。得出以下结论:(1)由合适的淬火温度油淬时, γ_R 约为15%, $P^*=6.3\sim 7$ 时(相当于150°C—200°C回火1小时)回火, γ_R 稳定化,而 $P=7\sim 8$ 时(200—250°C回火1小时)发生贝氏体相变;(2)在稳定的 γ_R 存在范围,受扭转应力时,钢的韧性增加,受弯曲应力时未发现这种现象,但由于 γ_R 的存在,硬度、弯曲及扭转屈服强度均降低。因此,对于钻头、丝锥那类承受扭转负荷的工具, γ_R 是有利的。例如SKD11钢经1030°C油淬后生成20—25%的 γ_R ,200°C回火后约有18% γ_R ,稳定的 γ_R 是有利的。对于冷冲头,

* $P = T(15 + \lg t) \times 10^{-3}$ ——回火参数

5%左右 γ_R 是有效的。

滚动轴承和 γ_R 滚动轴承的主要制造材料为轴承钢，使用状态大部分为低温回火马氏体+ γ 。由于滚动轴承是具有国际互换性的精密机械零件，因此必须高精度，材料尺寸稳定性好，其性能要求见表1。

表1 轴承的机能和材料特性

机 能	特 性 要 求	材 料 特 性
耐高负荷	抵抗变形能力大	高硬度
高速旋转	磨损少，摩擦小	耐磨
旋转性能	旋转精度好 尺寸精度好	无组织变化
互 换 性	尺寸稳定性好	
长期使用	耐久性好	疲劳强度高

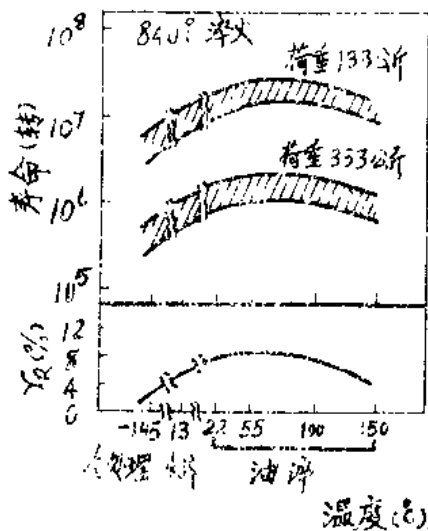


图6 轴承钢的滚动疲劳寿命和 γ_R 的关系

图6所示为轴承钢的滚动疲劳寿命和 γ_R 的关系，由图可知，改变淬火时冷却条件，滚动疲劳寿命随 γ_R 量增减而增减。多数实验证明，轴承钢经冷处理降低 γ_R 量后，尽管硬度高，但疲劳寿命降低。因此，不能单纯考虑 γ_R 量，而必须考虑冷处理时生成的马氏体和淬火时生成马氏体的比例。对于轴承钢仅仅是在淬火温度下淬火，然后进行低温回火时，虽然 γ 量增

加，但是也出现降低滚动疲劳寿命的现象。因此， γ_R 量仅仅在某种意义上是对疲劳寿命的反映，而不能决定疲劳寿命。对于承受冲击负荷的轴承，采用渗碳钢制造，当 γ_R 量增多时，硬度下降，由于滚动运动表面产生的塑性变形，而致使接触压力降低。从这一角度出发， γ_R 量的增加又有利于疲劳寿命的提高。但是，疲劳寿命必须从多方面因素考虑，诸如：滚动轴承工作时，伴随反复应力，在滚动接触部分的表面至较浅的内层产生最大的剪应力，而由材料中非金属夹杂物等的应力集中源产生疲劳裂纹；由弹性流体润滑理论推导出最小润滑油膜厚度；工作面的表面光洁度，表面缺陷，抗压能力；滚动运动中包含的滑动运动比例，润滑剂的化学性质等。因此，滚动疲劳有从内部开始剥离和从表面开始剥离的两种不同破坏形式。由于它们疲劳裂纹的发生机构不同，所以，材料及热处理的影响也不同。因此，评定 γ_R 量的影响，必须以研究疲劳剥离的形式为前提。

对于尺寸稳定性而言，在常温下， γ_R 产生分解而使体积膨胀是一个主要原因。图7所示为常温时效变形与冷却条件的关系。为了不发生时效变形，可采用冷处理或高温回火使 γ_R 分解。

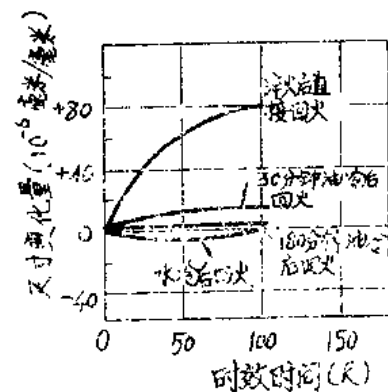


图7 常温时效变形和冷却条件的关系

若轴承的使用温度达100℃时，则 γ 易于分解，体积膨胀。所以必须进行适用于使用温度的尺寸稳定化处理。使用温度相当高时，仅

仅利用冷处理减少 γ 还不充分,因为马氏体的分解引起收缩,所以必须预先进行比使用温度略高的温度进行回火(尺寸稳定化处理),以达到稳定尺寸的目的。确定这一回火温度时,应考虑 γ 的分解温度,马氏体的分解温度以及使用温度、使用时间、回火硬度等因素。为此,在高温下工作的轴承常用高速钢制造。有资料报导,经奥氏体等温处理后得到的贝氏体组织比经尺寸稳定化处理后的马氏体组织的尺寸变化小(见图8)。这是由于贝氏体转变完结后不存在 γ ,而且贝氏体比回火马氏体稳定,但是,为使贝氏体转变完了,必须经210-240℃保持4小时的等温处理。

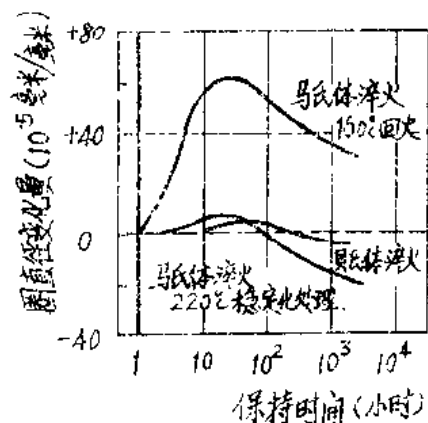


图8 200℃时的尺寸稳定性

滚动轴承在实际使用中,尺寸稳定性和强度必须优先考虑哪一个?这一问题一般难以决定,若把精度视为更重要的话,则可以经冷处理和高温回火,而 γ 量愈少愈好,而从强度方面考虑,允许存在不影响精度要求的一定量 γ 。除特殊情况外,很少要求有 γ 大量存在的情况。所以,一般淬火及回火处理,得到一定量 γ ,只要不影响尺寸精度,则仍是可行的。

齿轮和 γ 齿轮的损坏中,以齿的破坏占第1位(约41%),由于软点产生剥蚀占第2位(约31%)。齿轮的破坏主要是疲劳破坏。 γ 对疲劳性能的影响,国外研究有三种不同的结论:

(1) γ 改善钢的性能: C. Razim对14NiCr11(0.11C, 0.46Mn, 0.78Cr, 3.67Ni),

16MnCr5, 20MoCr4, Cr15等渗碳滚子进行疲劳试验后认为:①由于负荷应力,滚子接触面产生塑性变形,从而扩大接触宽度,降低面压力,所以提高了接触疲劳寿命;②根据旋转弯曲试验,含30-50% γ 的与单纯马氏体的比较,疲劳强度改善约2倍;③14NiCr14试料存在50% γ 时硬度为HV550,试验后硬度达HV950;④试验后 γ 向马氏体的转变不明显,而认为是碳化物的析出。图9是齿轮齿面接触疲劳寿命和组织的关系。

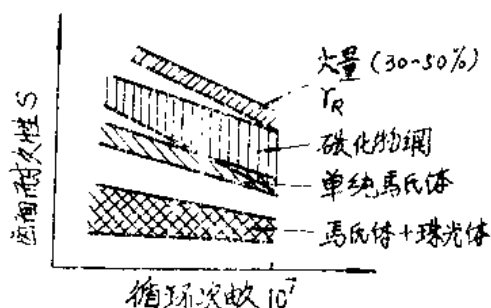


图9 齿轮齿面接触疲劳寿命和组织的关系

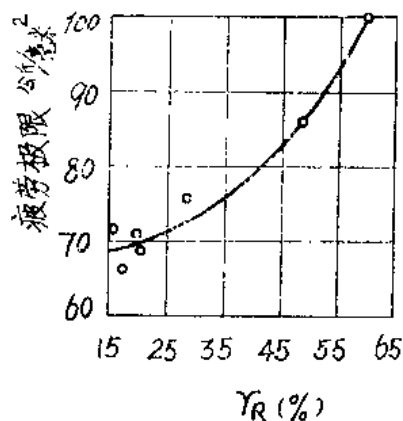


图10 γ 量和齿面强度的关系

J. P. Sheehan等将SAE8620钢在不同条件下进行渗碳后,对滚子进行接触疲劳试验,结果认为, γ 多的试样寿命提高,主要原因是由于塑性流动引起加工硬化。R. A. Wilde认为,10%以下 γ 不适宜,从松弛应力角度出发,以10~25% γ 为最佳,超过30%则降低硬度和强度。

V. I. Krylov等用25KhGT材料(0.28C,

0.98Mn, 1.21Cr, 0.28Si, 0.20Ni, 0.90Ti, 0.019P, 0.02S, 0.17Cu) 钢齿轮进行碳氮共渗并生成大量 γ , 进行接触疲劳试验, 结果示于图10。由此得知, 随着 γ 增加疲劳强度亦增加。

(2) γ_R 不利于钢的强度: 一种说法是单纯从降低硬度出发, 而另一种说法则认为这是由于某种变化所带来的不利作用。H. E. Frankel 等对 SAE4340, SAE52100 钢进行了试验, 认为, 在 10% γ_R 以下随 γ 量增加, 疲劳强度下降, 但 γ_R 超过 10% 后, 随 γ 增加疲劳强度不再继续下降而保持不变。S. Mocarski 认为, γ 在 25% 以上时, 强度变差, 其原因是 γ_R 的马氏体化。J. A. Vaccari 介绍了快速加热奥氏体化立即淬火后 γ 少, 使渗碳层的韧性增加, 同时由于变硬而改善了强度。此外, 结城从磨损角度出发, 认为 γ_R 是不利的。

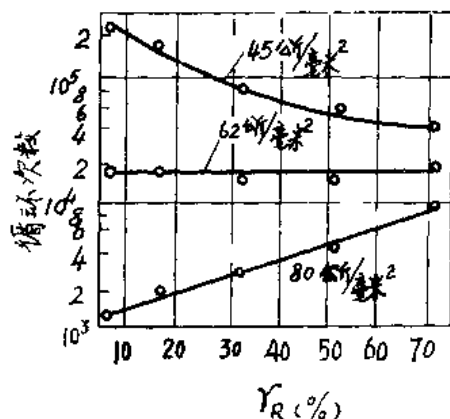


图11 γ_R 对钢的冲击疲劳强度的影响

(3) 根据使用条件, γ_R 的作用有所不同。G. V. Kozыrev 等用 Kh12 钢 (1.48C, 11.5Cr, 0.3Mn, 0.27Si, 0.2V, 0.45Mo), 调节淬火温度, 制成不同 γ_R 量的试样, 进行冲击疲劳试验, 结果说明, 在负荷应力 80 公斤/毫米² 时, 随 γ_R 量的增加, 破坏前的负荷循环次数增加 (见图11), 而当负荷应力为 62 公斤/毫米² 时, 没有影响。从而说明, γ 对疲劳强度的影响随负荷条件的不同而不同。日本大和久重雄归结为, 在高应力 (低循环次数) 时疲劳寿命随 γ_R 增

加而提高, 在低应力 (高循环次数) 时, 疲劳寿命随 γ_R 增加而降低, 所以 γ_R 的最佳量必须根据实际工作条件而确定。内藤武志用 JIS SNC M23 加少量 Nb 进行了气体碳氮共渗试验。处理工艺是, 在 935℃ 下渗碳, 降温至 800℃ 再进行碳氮共渗而后油冷。通过对 NH_3 气和保持时间的调节来控制钢表面的氮浓度, 从而获得需要的 γ_R 量。把试样进行弯曲疲劳试验的结果表明, 碳氮共渗比渗碳的强, 强韧化的理由认为是, 由于负荷应力引起 γ_R 向马氏体相变, 致使静弯曲特性及旋转弯曲疲劳强度获得提高。相变量与负荷应力有关, 因而根据使用条件不同相变特征就有差异, 导致对性能的影响亦有不同。

量具和 γ_R : 量具的耐磨性是一个重要因素, 同时在工作时精度的保证亦是不可少的, 所以对量具而言, γ_R 是不利的, 一般均是设法减少 γ_R 。表二系不同冷处理、不同淬火温度、不同钢种的 γ_R 量及硬度、分解率。

图12所示为低合金工具钢 (SKS31) 制量规不同热处理规范处理后在 120 天内的尺寸变化。由此得知, 经淬火者随时间的延长 γ_R 分解而膨胀, 经冷处理者由于不稳定的马氏体分解而收缩, 反复回火者趋于膨胀, 冷处理、回火者趋于收缩, 尺寸最稳定。

量具的硬度愈高, 则耐磨性愈高。有试验比较了经普通冷处理的 (-70℃ ~ -85℃) 和超低温处理 (-190℃) 的耐磨性, 得出的结论是: (1) 普通冷处理的是未经冷处理的 1.2-2 倍; (2) 超低温处理的是未冷处理的 2-6.6 倍; (3) 超低温处理的是普通冷处理的 2.6 倍左右。所以, 超低温处理对改善量具的耐磨性是有效的。

低温用钢和 γ_R : 由于液化天然气作为新能源的开发, 广泛使用含 9% Ni 的钢种作为运输及贮存器具。一般, 是加以淬火、回火或二次正火、回火热处理, 其低温韧性很大程度决定于 γ_R 的影响。

表2 量具用钢经淬火和-70℃、-183℃冷处理后的 γ_R 量、硬度及分解率

类别	钢种	淬火温度 (°C)	淬火状态		-70℃冷处理		-183℃冷处理		HRC	γ_R 的分解率(%)
			γ_R (%)	HRC	γ (%)	HRC	γ_R 的分解率(%)	γ (%)		
A	SK3	790℃水冷	13	65.3	1.5	66.5	88	0.6	66.5	95
	SKJ2	830℃油冷	7.7	65.0	0.7	66.0	91	0.3	66.0	96
B	GSS-2 (Mn-Cr)	840℃油冷	19.5	63.5				2.8	66.0	86
	SKS3	830℃油冷	17.9	64.5	5.9	66.0	67	3.8	66.5	79
	SKS31	830℃油冷	14.0	64.5	4.3		69	1.0	66.0	93
	SKS31	830℃油冷	15.5	64.0	5.0	65.5	68	3.5	65.3	77
C	SKD1	960℃油冷	21.9	64.0	9.9	67.0	55	7.0	67.5	68
	SKD11	1020℃空冷	22.6	63.0	10.5	67.0	54	5.9	67.0	74
	SKD12	950℃空冷	22.0	63.0	9.5	67.0	57	5.0	67.0	77

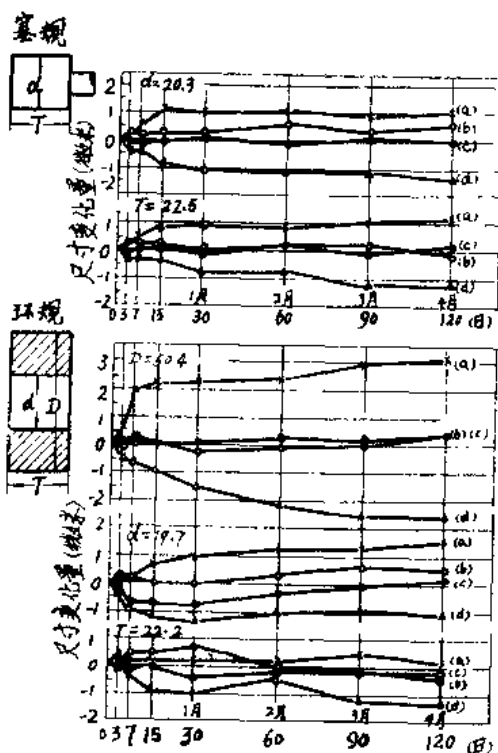


图12 量具在使用期尺寸的变化
(a) 820℃油淬 100℃×20分煮沸
(b) 820℃油淬 100℃×20分煮沸, 160℃×1.5小时反复回火2次
(c) 820℃油淬 100℃×20分煮沸, -195℃冷处理再160℃×1.5小时回火
(d) 820℃油淬 100℃×20分煮沸, -195℃冷处理

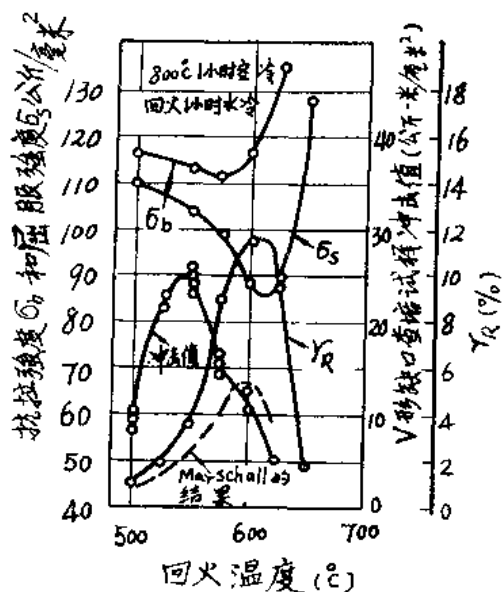


图13 9Ni-0.8Mn-0.1C钢在-195℃时的性能和 γ_R 回火时变化的关系

图13所示, 9Ni-0.8Mn-0.1C钢在-196℃时的性能和 γ_R 回火时变化的关系。由图可知, 增加 γ_R 量能有效地提高韧性, 在550℃时回火, 冲击值显示极大值, 虚线表示商用钢, 而实线表示真空熔炼钢, 其峰值高得多。D. Hardwick推测, 因为 γ_R 的存在可阻止裂纹的扩展, 同时在 γ_R 的生成过程中, 铁素体基的不纯物被吞没, 所以 γ_R 的存在有利于提高低温韧性。由于 γ_R 的存在, 在承受应力导致相变的

过程中,生成马氏体时吸收大量的应变能,从而大大提高钢的强韧性,这就是开发相变诱发塑性钢(TRIP钢)的基本原理。

γ_R 的检测和控制^[9-11] 据日本的统计资料,X线衍射法是测定 γ_R 的主要方法,但由于没有标准试片,具体做法也各种各样。另外也有采用显微镜金相定量法和磁场法的。使用X线衍射法时,常以Co, Cr, Mo作靶子,d-晶格以晶面指数(200),(211)为多数, γ -晶格以(220),(311),(200)为多数。采用显微镜金相定量法便于现场使用,但由于腐蚀轻重的关系,易于产生误差。为了标准化,建议用同一钢种在其它条件相同的情况下,改变影响 γ_R 量的热处理因素,作成系列标准金相图片。

日本推荐测定 γ_R 的标准试样有两种:一种是以粉末作试料,由铁素体粉末和奥氏体粉末以不同比例混合制成,粉末粒度要求在450目以下,铁素体粉末的密度规定为7.8212(克/厘米³),晶格常数为2.8689Å,奥氏体粉末密度为8.1358(克/厘米³),晶格常数为3.603Å。一般是用电解Ni和电解Fe经真空熔炼而成含40%Ni-60%Fe(重量比)的合金。经1200℃1小时后水冷,用金钢砂纸打去氧化皮即可。另一种为整体试样,推荐用Cr-Mo, Ni-Cr-Mo系渗碳钢制造,经渗碳后,将待测面磨削后即可。以SK5钢为例,在沿压延方向切取3.5×15×20毫米取块,于850℃经30分钟加热后淬入60-80℃油中。不经冷处理的 $\gamma_R \approx 15\%$,经0℃1小时冷处理的 $\gamma_R \approx 10\%$, -30℃1小时处理后 $\gamma_R \approx 5\%$, -80℃1小时处理的 $\gamma_R \approx 2\%$ 。然后,均进行180℃2小时回火处理。由于表面的氧化脱碳,应磨削掉0.1~0.15毫米表层后再测定。研磨时,注意防止磨削发热引起烧损。又以SCM22钢为例,切取5×20×40毫米试块,在930℃吸热式气氛中,调节露点为-12~-14℃或CO₂为0.10-0.12%,保温3小时后油冷,油温以60~150℃为宜,而后再经180℃回火2小时,去掉表层中0.1~0.15毫米厚的晶界被氧化的外壳后可使用,这种情况

可产生 γ_R 约30%。作为校正用标准试片以整体试片为好。

γ_R 的影响因素及控制

(1)碳含量及合金元素的影响 图14所示为 γ_R 量和碳量的关系。合金元素对Ms点的影响有如下经验公式: $M_s(^\circ C) = 499 - 300(\%C) - 33(\%Mn) - 22(\%Cr) - 17(\%Ni) - 11(\%Si) - 11(\%Mo) \dots \dots \dots$ ①

碳氮共渗时,由于表面含N而使Ms降低,其数值为①式-250(%N)。

(2)奥氏体化温度对Ms点及 γ_R 量的影响 淬火加热时,奥氏体化温度大大影响 γ_R 量,如图15所示。原因是,由于奥氏体化温度增高,奥氏体中碳浓度增加而引起Ms点降低所致。奥氏体化时的保温时间也有同样的作用。

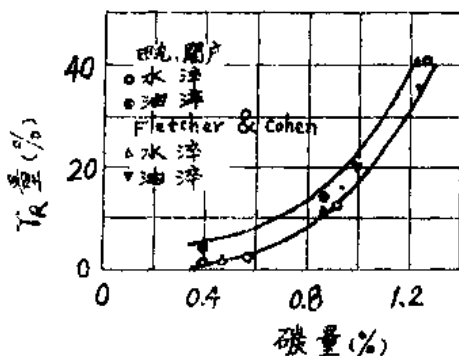


图14 γ_R 量和C量的关系

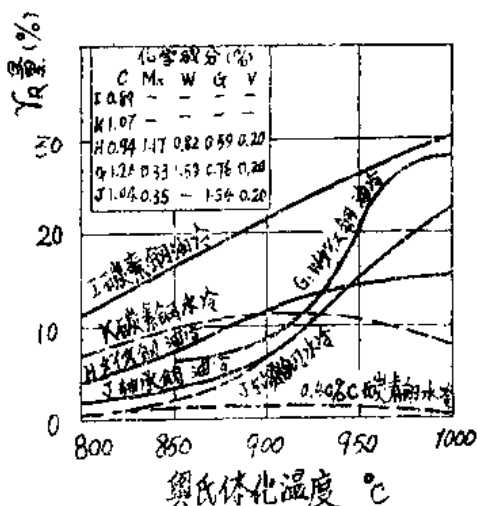


图15 γ_R 量和奥氏体化温度的关系 (水淬和油淬)

(3) 冷却方法对 γ_R 量的影响 冷却一停止, 马氏体相变就停止, 当相变停止达1小时后, 奥氏体显著陈化稳定, 其后的马氏体相变也就难以进行, γ_R 量就增多。图16所示为淬火后, 常温停留时间对冷处理后 γ_R 量的影响, 停留时间愈长, γ_R 量就愈多。图17是冷却速度对 γ_R 量的影响, 在能得到完全淬火组织的冷速范围(约600℃/秒以上), 冷速愈缓, 则奥氏体愈稳定, γ_R 量增多, 这就是一般油淬比水淬时 γ_R 增多的原因。

为了防止淬裂和变形，有时采用在水中适当冷却后(不冷透)迅速提出水面空冷以及马氏体等温处理的方法，同样可使奥氏体稳定化而增加 γ_R 量。

(4) 冷处理对 γ_v 量的影响 为了降低 γ_v

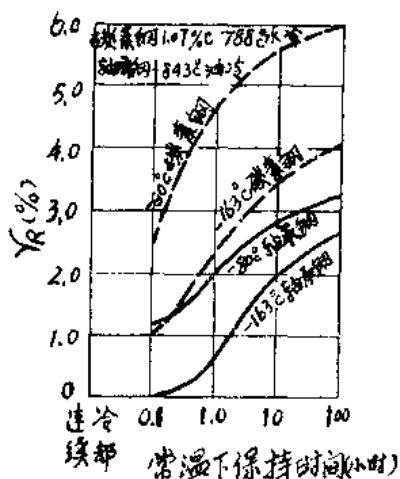
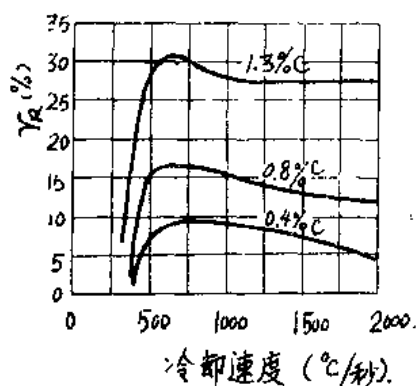


图16 淬火后常温停留对冷处理后 γ_2 量的影响

图17 γ_{L} 量和淬火冷却速度的关系

量, 进行冷处理的效果是肯定的。D. P. Kosti-
stinen 等认为 γ_c 量和 Ms 点 ($^{\circ}\text{C}$) 及冷却停止温
度 T ($^{\circ}\text{C}$) 有以下关系

$$\gamma = \exp \{ 0.011(M_s - T) \} \dots\dots (2)$$

这个关系如图18所示。对于共析钢而言, $M_s \approx 225^\circ\text{C}$ 时, γ_s 量在 100°C 时为 25%, 20°C 时约为 10%, -30°C 时约 6%, -80°C 约 3%, -180°C 约 1%。

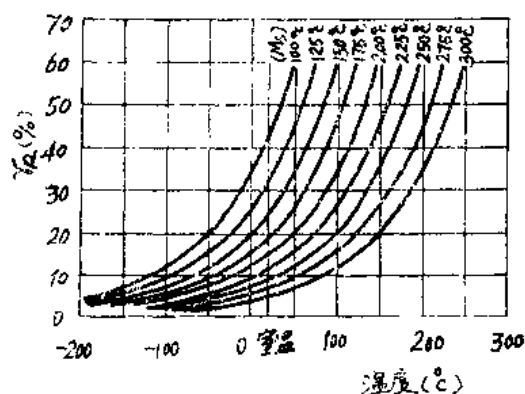


图18 γ_R 量和 Ms 点以及冷却停止温度、冷处理温度的关系

利用经验公式①推出Ms点，再由式②和图18则可以选定冷处理温度，控制获得需要的 γ 量。

有资料介绍⁽¹⁾，通过冷处理可改善高速钢切削工具的性能40%；可以防止轴承及量具在使用过程中的变形；可以补救渗碳钢的硬度不足；可以改良马氏体时效钢的强度，改良马氏体不锈钢的机械性能。模具钢(SKD11等)，以往经淬火再回火后易生成磨削裂纹，若经冷处理后再回火就可以防止磨削裂纹，延长模具寿命。冷处理方法有：机械冷冻法，就是利用氟里昂绝热膨胀冷却的原理，这种方法尽管运转成本低，但冷却周期长，设备费用高，目前最低温度可至-120℃；干冰和有机溶剂冷冻法，冷却温度可至-78℃；液氮法，虽然设备费不高，但液氮消耗大，并且由于激冷至-195℃，热冲击大，导致冷裂和变形。为克服以上缺点BOC*公司创制了两种（气体和液体）

* BOC——即BRITISH OXYGEN CO Ltd

眞 空 渗 碳

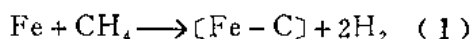
〔日〕 村上弘二

一、真空渗碳原理

1. 真空渗碳定义

所谓真空渗碳并不是在真空中能渗碳的意思，也需要渗碳剂，如用甲烷、丙烷等碳氢化合物。把这些气体通进加热金属的真空炉内进行渗碳。

早已知道，用甲烷渗碳是依反应式(1)进行的。



金属材料在真空中加热，在气体中进行渗碳，所以真空渗碳的定义是：“除渗碳期外，材料是在真空中加热处理的气体渗碳工艺”。

冷氮喷射法(见图19、20)。气体法可获 -196°C 低温，液体法可获 -150°C 低温。有人推荐，淬火后直接放入 100°C 浴中回火后再冷处理，可以避免冷裂。

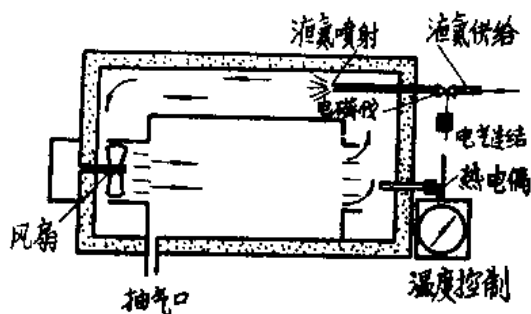
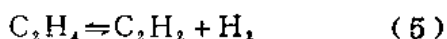
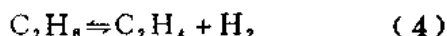
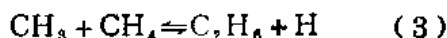


图19 エレナイト气体法

(5) 回火对 γ_R 量的影响 在回火第二阶段($200-300^\circ\text{C}$) γ_R 进行贝氏体相变，即 $\gamma_R \rightarrow \epsilon$ -铁碳化合物 + α ，约 300°C 以上， γ_R 消除。若在 200°C 要使贝氏体相变完了，则需300小时以

2. 渗碳的机理

(1)式所示的渗碳反应平衡是根据河上⁽⁴⁾、魏格曼⁽⁵⁾及其他人的研究而得到的，实际上由于(1)式的反应迟缓，达到平衡需要很长时间⁽⁶⁾。这是由于甲烷的热分解不是单纯地按(1)式简单地进行，而是一连串复杂的连锁反应，系按下述反应进行热分解的⁽⁷⁾⁽⁸⁾。



在这些反应中，(2)式反应生成甲基，是连锁反应的快速阶段⁽⁹⁾。在这些反应中，

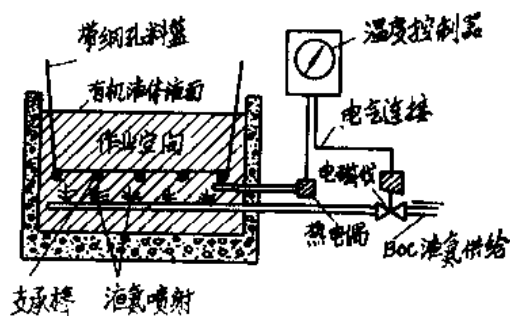


图20 エレナイト液体法

上，所以，一般低温回火($160-180^\circ\text{C}$)几乎可以不考虑 γ_R 的减少，并且 γ_R 显著稳定化而影响马氏体化难以进行。

(6) 应力对 γ_R 的影响 马氏体相变系膨胀型相变，若施加应力的方向助长形变，则马氏体相变易于进行， M_s 点上升， γ_R 量减少。相反，若施加应力方向抑制形变，则 M_s 点降低， γ_R 量就增加。

碳、铁的存在起着触媒的作用，特别是铁，它是甲烷完全分解的触媒。所以钢表面上实际起反应的是(6)式，可以认为是按下式反应而渗碳的：



用丙烷渗碳时，在1000℃左右的高温下，热分解的初期反应是



在依次进行前述的(5)、(6)反应。

(7)式的反应速度比(2)式快数千倍，即用丙烷比用甲烷的渗碳速度快的多，但产生的炭黑也多。

用甲烷渗碳时，如上所述，由于分解速度迟缓，难以达到平衡。而用丙烷时，相反地，由于分解太快而产生大量炭黑。渗碳时用调节气体成份的方法控制碳势是比较复杂的。在实际渗碳操作中，过度渗碳后，采取扩散来调节表面含碳量。

二、真空渗碳工艺

1. 从专利情况看渗碳工艺

1960年易卜生公司以下述内容申请美国专利，即“在保持渗碳温度的炉子里，对处理件进行真空加热，并在获得必要的渗碳层所需要的时间内把2~20英寸汞柱压力的渗碳性气体送入炉内进行渗碳的方法”。但是未被美国采纳，1964年在加拿大以同一内容申请，获准了专利权(加拿大专利No.691.161)。

此外，C.I.海斯公司于1971年以下述内容申请美国专利，即“在渗碳期将渗碳性气体甲烷等碳氢化合物，在20~80毫米汞柱压力下，以脉冲方式送入炉内，同时进行脉冲渗碳和扩散”。1974年获准¹⁰⁾。

在日本有大致相同的内容申请1972年日本专利¹¹⁾。

不论那种方式，都是把处理材料在真空中加热，在渗碳期把甲烷或其它碳氢化合物气体送入炉内，由于气体热分解进行渗碳，仅在气

体的送入方法上有所不同。

2. 目前的渗碳工艺

与过去采用的一般气体渗碳相比，为了缩短渗碳时间，真空渗碳一般采用高温渗碳。

采用高温渗碳的另一个理由是提高甲烷的分解率和碳的吸收率。

由于真空渗碳是在高温下进行的，不能避免材料晶粒的粗大化，所以在渗碳后淬火加热前，必须施行正火，使晶粒细化。

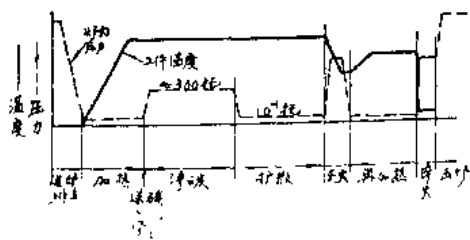


图1 典型的真空渗碳处理周期曲线

图1是真空渗碳的典型处理周期曲线，曲线概况如下：

处理材料加热之前，首先把炉内抽成真空，然后将材料在真空中加热到渗碳处理温度。达到均热后，把渗碳气体送入炉内，以预定时间进行渗碳，再把炉内抽成真空，使材料表面渗碳时过于富集的碳扩散到材料内部。扩散达到预定的表面含碳量和渗碳层深度后，即行冷却，以作正火处理，使粗大晶粒细化。然后在真空中再加热进行淬火。

上述的目的是：

(a) 由于把渗碳性气体送入炉内，可使钢表面充分渗碳。

(b) 由于扩散处理，可以把表面含碳量调节到预定值，并增加渗碳层深度。

(c) 可使因高温渗碳引起的晶粒粗大的材料组织得到调质。

对于不担心晶粒粗大的材料，渗碳，扩散后可以不正火，而直接炉冷到淬火温度。

在图1的处理周期中，渗碳和扩散阶段有各种送入气体的方法。

1公司的处理工艺接近图1的曲线，方法