

形 变 热 处 理 专 辑

一 九 八 五 年 九 月

出版说明

形变热处理是将形变强化与相变强化结合的一种复合强韧化处理新工艺。它节省能源，简化工艺，有利于机械化、自动化生产，受到国内外广泛重视，并已投入实际应用，取得了很大经济效益。

根据兵器部生产、科研和教学工作的需要，从1981年起，“形变热处理工艺及其应用”正式列为兵器工业金属材料专业情报网组织的情报调研活动项目，北京工业学院为组长单位，五二研究所、624厂、297厂、497厂等单位参加。

通过国际联机情报检索及网内单位函调等工作，收集了中、俄、英、日、德等国资料及文献索引与题录1000余条。经北京工业学院杨道明、石霖和五二研究所牟焕坤、高明辉、李炳生、唐恩才等同志多次研究，选定各文种各类文章13篇及专题文献175条，于1984年基本完成翻译工作。现由本刊编辑部编辑出版，供有关科技人员参阅。

分	类	编	号
登记号			

读者注意

1. 爱护公共图书切勿任意卷折和涂写，损坏或遗失照章赔偿。
2. 请在借书期限前送还以便他人阅读请赐予合作。

上版出品90—60

目 录

形变热处理工艺及其应用·····	杨道明 (1)
关于高温形变后奥氏体的分解及沉淀相的析出·····	徐宗瑞 石 霖 (16)
形变热处理钢的强化机理·····	М.Л. Бернштейн (30)
铝合金形变热处理的实验基础·····	Н. J. McQueen (52)
高温形变等温热处理对钢的组织及机械性能的影响 ·····	М.Л. Бернштейн Т.К. Владимирская等 (65)
形变奥氏体产生的贝氏体的形貌及机械性能·····	R. H. Edwards N. F. Kennon (73)
高温形变热处理时晶粒形态变化对钢强度的影响 ·····	А. П. Бащенко В. В. Вознесенский等 (83)
高温形变对结构钢组织与性能的影响·····	Я. И. Спектор等 (87)
钢的形变热处理——轧制温度对钢的机械性能的影响·····	K. Källström (91)
钢的控制轧制·····	T. Tanaka (101)
高温形变热处理时变形后淬火前的保温停留对强化的影响·····	А. Н. Касилов等 (117)
金属材料新加工方法的展望——变形和热处理结合的形变热处理 ·····	官川松男 关口秀夫 (121)
工具钢高温形变热处理的可能性·····	Q. Lehmann等 (128)
形变热处理文献索引·····	(130)

责任编辑 张式玉

出 版 说 明

形变热处理是将形变强化与相变强化结合的一种复合强韧化处理新工艺。它节省能源，简化工艺，有利于机械化、自动化生产，受到国内外广泛重视，并已投入实际应用，取得了很大经济效益。

根据兵器部生产、科研和教学工作的需要，从1981年起，“形变热处理工艺及其应用”正式列为兵器工业金属材料专业情报网组织的情报调研活动项目，北京工业学院为组长单位，五二研究所、624厂、297厂、497厂等单位参加。

通过国际联机情报检索及网内单位函调等工作，收集了中、俄、英、日、德等国资料及文献索引与题录1000余条。经北京工业学院杨道明、石霖和五二研究所牟焕坤、高明辉、李炳生、唐恩才等同志多次研究，选定各文种各类文章13篇及专题文献175条，于1984年基本完成翻译工作。现由本刊编辑部编辑出版，供有关科技人员参阅。

形变热处理工艺及其应用

北京工业学院 杨道明

所谓形变热处理,就是将形变强化与相变强化综合起来的一种复合强韧化处理方法。从广义上来说,凡是将零件的成型工序与组织改善有效结合起来的工艺都叫形变热处理。

追溯历史的发展,形变热处理工艺已经应用很久了。1951年哈维对形变热处理进行了理论分析,1954年由李普斯等人进行了系统的研究工作。结果表明,形变热处理是使材料获得最佳强韧效果的有效方法^[1-3]。从此,人们对形变热处理开展了大量的研究。所研究的材料,不但涉及各类钢种,也涉及到铝合金、铜合金、钛合金、镍、钨、钼等材料。不仅有形变金属,也涉及到铸造金属^[4-6]。

形变热处理机理研究已取得了重大进展,如高温形变奥氏体的回复与再结晶、高温形变对奥氏体分解的影响和形变缺陷的遗传性等^[7-11]的研究均取得了重大进展。形变热处理的实际应用也在不断扩大,如锻后余热淬火在齿轮、连杆、工模具上的应用,控制轧制工艺在板材、棒材生产上的应用均不乏成功的范例,大型生产线相继投入生产,收到了可喜的经济效益。

日本田村今男教授^[7]等认为,八十年代形变热处理研究的主要任务是扩大应用。目前形变热处理的应用仍有很大局限性,为了使科研成果变成生产力,必须对形变热处理用钢的成分、最佳工艺参数的选择与控制、形变设备及生产线的设计等进行细致研究。

目前提出的形变热处理工艺方法达数十种^[1,3]。苏联是按形变温度来分类的,即:高温形变热处理,低温形变热处理,等温形变热处理,预形变热处理。美国对形变热处理的分类是按形变与相变发生的顺序来分的,可分为相变前形变,相变中形变和相变后形变等几类^[10]。

本文按苏联形变热处理分类方法,分别叙述各种工艺中的主要控制参数,强韧化机理及应用情况。

一、低温形变热处理

低温形变热处理是美国最先开始研究的。它是将钢加热至适当温度奥氏体化后,迅速冷至 A_{r1} 以下的亚稳奥氏体区形变,形变量通常大于70%,在尚未发生珠光体和贝氏体转变时立即淬火、回火,转变后获得细小的马氏体组织,强韧性明显增加。

1. 低温形变热处理的强韧化机理

(1) 形变使位错密度增加,相变时产生缺陷遗传^[9]

经低温形变热处理后,形变奥氏体中的位错密度大为增加,可达每平方厘米

$10^{11} \sim 10^{13}$ 条, 形变量 ϵ 愈大, 位错密度 ρ 愈高, 金属的抗断强度 σ_f 也随之增高, 即

$$\rho = \rho_0 + C\epsilon \frac{a}{b} \quad (1)$$

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha G b \rho^{1/2} \quad (2)$$

式中, C 、 a 为常数, α 为位错强化率, 对普通钢材 $\alpha = 0.9 \sim 0.3$ 。

这些位错在相变时可遗传给马氏体, 使马氏体内位错密度增加。

(2) 形变造成多边化亚结构和位错胞结构^[2, 11]

随着形变程度增加, 不但位错密度增加, 而且位错排列方式也会发生变化。由于变形温度下, 原子有一定的可动性, 位错运动也较容易进行, 因此在形变过程中及形变后停留时将出现多边化亚结构及位错胞状结构。当亚晶之间的取向差达到几度时, 就可象晶界一样, 起到阻碍裂纹扩展的作用, 若亚晶尺寸为 t , 则霍尔-派奇公式可写成下式:

$$\sigma_s = \sigma_0 + K_y' t^{-1/2} \quad (3)$$

低温形变热处理后能否获得均匀而细小的亚晶粒, 是决定形变热处理效果的关键。

(3) 马氏体组织细化

由于亚结构的出现, 相变时马氏体成核、长大过程均受到亚晶界的影响, 生长的马氏体片尺寸 d 减小, 从而使相界增加, 材料强度提高, 亦可写出如下关系:

$$\sigma_f = \sigma_0 + K d^{-1/2} \quad (4)$$

(4) 碳化物弥散析出

由于形变奥氏体内位错密度增加, 亚结构细化, 从而为碳化物析出提供了处所, 为碳的扩散开辟了通道, 有利于碳化物弥散析出, 起到了弥散硬化的作用, 其强化效果与析出粒子间距 l 成反比:

$$\Delta\sigma_s \approx \frac{Gb}{l} \quad (5)$$

综上所述, 形变热处理的强化效果是位错强化、细晶强化、弥散硬化和相变强化的综合表现。

2. 低温形变热处理的主要控制参数^[12, 11]

形变热处理效果如何, 关键在于正确选取工艺参数。

(1) 选择合适的钢种

适于进行低温形变热处理的钢, 其亚稳奥氏体应具有足够的稳定性, 即转变的孕育期要足够长。因此, 这类钢合金元素很高, 碳含量通常在 $0.3 \sim 0.6\%$ 之间。

(2) 奥氏体化温度

其加热温度应保证碳化物充分溶解, 而奥氏体晶粒又不要过于粗大, 通常控制在 $900 \sim 1050^\circ\text{C}$ 范围内。当奥氏体晶粒细小, 碳化物全部溶解而合金元素分布又不均匀时, 其碳化物就易于弥散析出。因此, 奥氏体化温度低, 析出强化效果更大。

(3) 形变量、形变速度及形变温度

就低温形变热处理来说,形变量愈大,形变强化效果也愈大。形变温度低,强度明显升高,塑、韧性下降,若形变温度过高,形变中将易于发生珠光体转变,形变温度低,又可能发生贝氏体转变,均降低强韧化效果。通常形变温度均在 $400\sim 600^{\circ}\text{C}$,形变量大于70%。

形变速度则与碳化物的析出及回复、再结晶动力学有关。应使形变速度调整在碳化物能充分析出,多边化亚结构得以形成为宜。若钢中合金元素很高,形变后作适当停留,待亚结构形成后淬火更为有利。

由于这类钢奥氏体非常稳定,形变温度较低,再结晶过程难以进行,形变后的冷速并不要求很大。

(4) 回火温度

低温形变热处理钢的回火抗力较高,因而欲达到与常规处理后相同的硬度,其回火温度要提高。对于有二次硬化的钢来说,经低温形变热处理后二次硬化的峰值提高,并且移向低温区,所以在回火曲线上似乎看不到二次硬化现象^[14]。

为了形成完整的亚结构,对有些钢来说淬火后须先进行 200°C 回火,待亚结构形成后再作最终回火。

3. 低温形变热处理工艺的应用

低温形变热处理是研究得最早的一种形变热处理工艺,但到目前为止,应用仍非常有限。其主要原因是:①低温形变热处理形变温度低,而钢中合金元素高,所以形变抗力大,一般设备上无法进行;②形变温度难于控制在一个稳定的范围内,对于大工件难以快速冷却至形变温度,对于小工件在形变过程中温度也难保持,而且在锻造设备前要增加等温槽,给厂房平面布置带来麻烦。③低温形变热处理钢强韧性高,机械加工困难,刀具磨损严重。而低温形变热处理形成的亚结构,在高温下很快消失,所以也难于利用遗传再现性来改善切削加工性问题。④低温形变热处理在简化工艺、节约能源、降低成本方面,没有明显的优越性^[13]。

尽管如此,低温形变热处理仍有不少成功应用的例子。美国福特汽车公司就采用低温形变热处理方法成功地处理了汽车板簧,使板簧的承载能力和使用寿命大为提高,疲劳抗力提高约20%^[12]。

利用形变热处理提高耐应力腐蚀断裂的能力,提高马氏体时效钢的强度、改变钛合金中 α 相和 β 相的组织结构以提高其强度和导电性等方面,尤其对于提高镍基高温合金的某些性能均取得了不少成绩^[13]。

二、高温形变热处理

由于低温形变热处理在具体应用时存在困难,自1955年开始苏联首先研究了高温形变热处理。该工艺是将钢材奥氏体化后,在 A_{r_3} 以上的稳定奥氏体区形变,随后立即淬火并回火。由于形变是在高温下进行的,形变抗力小,工艺简便,但强化效果比低温形变热处理小。

1. 高温形变奥氏体的特点

高温形变奥氏体是在高温区形变, 原子热运动剧烈, 位错及晶界的迁移、原子扩散都很容易进行。因此, 在高温形变过程中, 一方面产生加工硬化, 另一方面又会由于回复再结晶而软化。同时高温形变对碳化物析出和 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变的动力学均会产生明显影响, 这一切都影响到高温形变热处理的强韧化效果, 因此, 我们必须首先了解高温形变奥氏体内发生的一系列特殊过程, 然后研究如何控制工艺参数来控制这些过程的发展, 使之获得最佳的强韧化效果。

(1) 动态回复与动态再结晶^[15-17]

在形变过程中相伴随而进行的回复与再结晶过程称为动态回复与动态再结晶, 而形变后在高温下保温或停放时发生的回复与再结晶称为静态回复与静态再结晶。

热加工时的真实应力应变曲线表明, 热形变金属存在两类不同的软化过程^[8]。一类是具有铁素体组织的钢及铝等金属, 它们产生弱形变强化 (如图 1a), 其软化过程主要是动态回复; 另一类是具有奥氏体组织的钢及铜、镍等, 它们除产生动态回复外, 主要是通过动态再结晶 (如图 1b)。一般来说, 凡是层错能高, 原子自扩散激活能小的金属, 位错容易发生交叉滑移和攀移。随形变量增加, 形变抗力增加, 但达到一定程度后, 位错通过交叉滑移和攀移而使位错密度降低, 并排列成多边形亚结构产生软化, 当硬化与软化效果达到动态平衡时, 即处于稳态流变阶段。这种金属加工硬化率低。反之, 凡层错能低的金属, 位错分解成不全位错时, 其层错扩展较宽, 交叉滑移和攀移难以发生。因此, 由动态回复不足以达到稳态流变, 只有当形变量足够大时, 金属内部累积的能量增高, 才发生动态再结晶软化, 最后达到稳态流变。发生动态再结晶后, 原奥氏体晶界或孪晶界上形成细小的再结晶核, 腐蚀晶界时易腐蚀而成黑色区, 在高倍显微镜下观察, 可见原奥氏体晶界上有些细小的晶粒排列, 这正是开始发生动态再结晶的标志。

发生动态再结晶是有条件的, 首先它必须要有足够大的形变量, 形变量小时只发生动态回复。另外形变温度 T 与形变速度 $\dot{\epsilon}$ 对动态再结晶也有很大影响。一般来说, 形变速度愈大, 形变温度愈低时, 开始发生动态再结晶及再结晶终止时所需的形变量愈大。 $\dot{\epsilon}$ 和 T 的共同影响可用 Hollomon 参数 Z 来表征:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (6)$$

式中 Q 为形变材料的激活能。

Z 决定了动态再结晶后的平均晶粒尺寸 D :

$$Z = A \cdot D^{-m} \quad (7)$$

式中, A 、 m 为常数。由式可知, 只要 Z 一定, 动态再结晶后的 D 值也随之确定, 而与原奥氏体晶粒尺寸无关。

动态再结晶后的组织特征是: ①呈现被拉长的、成锯齿状的、细小的、断续的晶

界；②呈现明显的混合晶粒，即大小不均的混晶；③晶粒内仍存在有位错，这是后续变形时形成的，从而与静态再结晶晶粒有明显区别。

动态再结晶后，回复过程中形成的多边化亚结构大部分消失，强韧化效果明显下降。大森宫次郎^[19]等在研究动态再结晶对 Ni-Cr 钢强韧性影响时指出，高温形变必然会产生某种程度的动态回复与动态再结晶，在 900℃ 以下形变，原奥氏体晶粒细小，也没有发生动态再结晶。在 1000℃ 以上形变才产生动态再结晶，最大再结晶率为 23%，因此淬火前的组织为形变奥氏体晶粒及动态再结晶晶粒组成。

(2) 静态回复与静态再结晶

在高温形变过程中停顿或在高温形变后保温时，将会由于回复与再结晶而进一步软化，这种回复与再结晶称为静态回复与静态再结晶。

静态回复与静态再结晶的发生与热形变终了时的组织状态有关，如图 2 所示。若热形变组织处于加工硬化状态，则这种组织在高温下停留时将发生静态回复与静态再结晶软化，此时静态再结晶的发生须要足够的预形变量，同时须要一定的孕育期，因此比较困难。若热形变组织处于完全动态再结晶状态时，则在高温下停留时，将立即发生再结晶软化，不须孕育期，其再结晶核心是形变过程中已经萌生了的动态再结晶晶粒，这种再结晶称亚动态再结晶；若热形变组织处于部分动态再结晶状态时，则高温停留时将由静态回复、静态再结晶和亚动态再结晶三重机制重叠而产生软化。

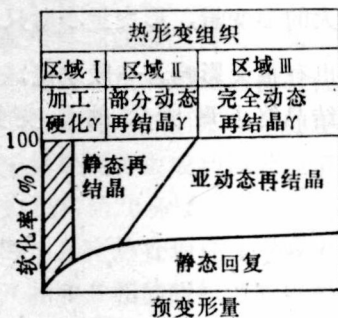


图 2 静态回复、静态再结晶与热形变组织的关系

化物或者形成岛状马氏体。

Walker D.J. 等研究了 1.5Ni-1Cr-0.25Mo、5Cr-0.2C 及 1V-0.2C 等合金钢在相变前形变对碳化物沉淀的影响^[21]。结果表明：对于 En24 钢，在亚稳奥氏体区形变，可形成铁素体-珠光体的细晶粒组织，而在铁素体边界上析出 $M_{23}C_6$ 型合金碳化物，该

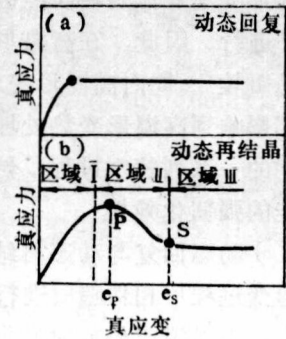


图 1 动态回复 (a) 与动态再结晶 (b)

由上讨论可知，为了获得最佳强韧化效果，关键是控制工艺参数，使热形变组织中获得发展完全的亚结构，从而要求在动态回复完成，动态再结晶尚未开始停止形变，而在静态回复完成，静态再结晶尚未开始时淬火。

(3) 形变诱发析出、促进 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变^[18-25]

形变奥氏体中位错密度增加，亚结构细化，为碳原子扩散及碳化物的析出提供了方便，从而造成碳原子的不均匀分布，碳浓度高的地方析出碳化物，而碳浓度低的地方产生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变，有可能利用这种现象获得分离相变^[18]，使转变产物为铁素体基体上不均匀地分布着块状和粒状碳

钢在常规处理时不析出这种碳化物。对于 Fe-5Cr-0.2C 钢, 高温形变使碳化物类型和形态均发生变化。对于 Fe-1V-0.2C 钢高温形变导致碳化钒沉淀纤维出现。图 3 为高温形变对含铌钢 C 曲线的影响, 由于高温形变使 NbN 析出的时间大为缩短。Weiss 等^[22]研究了 HSLA 钢高温形变再结晶与沉淀之间的影响, 提出铌对延缓再结晶作用最大。Спектор Я.И.等^[23]在研究热形变奥氏体中弥散相析出动力学时指出, X18H10T 钢形变后保温, 将析出 MoC、 χ 相和 σ 相。形变使细微质点加速形成和析出, 它不仅阻碍了再结晶过程的进行, 而且阻止了再结晶前的软化。在 900℃形变后保温时, 含钛的钢比不含钛的钢之开始再结晶的时间增长30倍。

Walkep D.J.^[20]等研究了 En24 钢高温形变对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变的影响。结果表明, 在稳定奥氏体区变形使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变显著加速, C 曲线明显向左上方移动。图 4 为热形变对 C 曲线的影响。Sajmovskij V.A.^[19]在研究形变对钢中相转变的影响时指出: 36Mn2Si 钢在 1000、950、900℃变形 (变形量为 10、30、50%) 后, 在 600℃等温转变时, 其等温转变结果表明: ①塑性变形降低了奥氏体的稳定性, 增大了珠光体转变速度; ②塑性变形的温度愈低, 变形度越大, 则加速珠光体转变的作用愈强; ③若变形后不立即冷却至珠光体区, 而在变形温度作短暂停留, 则形变对奥氏体分解的影响减小, 停留 10 秒以上即可表现出这种减小作用。

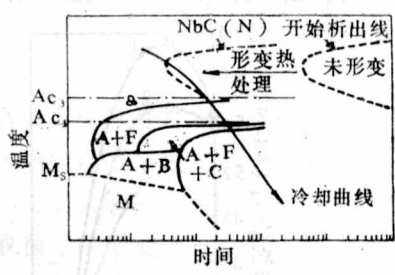


图 3 形变对低碳低合金钢碳化物析出的影响(NbC开始析出线向左移)

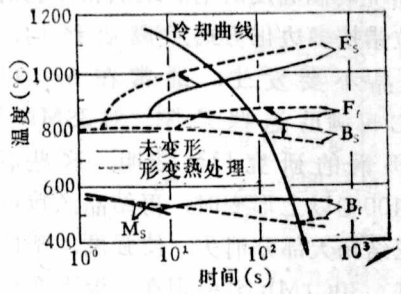


图 4 高温形变对低碳低合金钢 C 曲线的影响^[8] (铁素体析出线向左上方移动)

由于高温形变促进了珠光体转变, 因此使钢的淬透性降低, 但是有关锻造余热淬火的研究报告^[26、27]指出, 锻后余热淬火可使淬透性大为增加。对于这种似乎是矛盾的报道, 我们进行了研究^[29], 结果表明, 高温形变使淬透层深度减小, 不论是根据硬度来评定, 还是根据组织来评定其结果是一致的, 但锻造余热淬火的淬火温度往往比常规淬火温度高, 从而又使钢的淬透性增加, 而且升高温度的作用比加大形变量对淬透性影响大, 故锻造淬火经常使淬透层深度增加, 而使机械性能提高。所以, 高温形变热处理件的淬透性到底是增加还是降低, 主要决定于工艺参数的控制。

2. 高温形变热处理的主要工艺参数及其对组织和性能的影响

高温形变热处理强韧化机理与低温形变热处理基本相同,它也是由于位错强化、析出强化、亚结构强化和相变强化的综合结果,尤其是亚结构强化起着决定性作用。

许多文献指出^[2],若能正确控制形变热处理工艺参数,高温形变热处理后可得到十分优良的性能:①提高钢的多冲疲劳强度;②使断口由脆性转变为韧性,冷脆温度降低;③降低缺口敏感性,提高了不同加载条件下的抗裂纹扩展力;④提高了延迟断裂抗力,降低了大型锻件的氢脆敏感性;⑤提高了疲劳抗力,特别是有限疲劳寿命;⑥提高了接触疲劳抗力,耐磨性及耐烧蚀性等。但同时指出^[29、30],高温形变热处理后的性能如何,取决于淬火前形变奥氏体所处的状态。通常高温形变后,形变奥氏体可处于由“加工硬化状态”到“完全再结晶状态”的一系列状态,若处于加工硬化状态,则淬火后可在塑性、韧性变化不大的情况下大为强化;若处于完全再结晶状态,则性能取决于再结晶晶粒大小;若处于部分再结晶状态,则性能取决于再结晶百分数。由此可见,高温形变热处理效果如何,关键在于正确控制工艺参数。

(1) 奥氏体化温度与形变温度

奥氏体化温度应控制在使碳化物完全溶解,而晶粒又不致于过分粗大为宜,一般在950~1150℃范围内调整。若形变设备许可的话,尽量采用较低的温度形变,因为只有在热形变后到淬火前这段时间内全面再结晶过程来不及进行时,形变热处理才有明显效果。为此,对于碳钢和低合金钢来说,正确选择形变温度有着特殊的意义。Жадан Б. Т.^[31]在研究轧制温度对钢的组织 and 性能的影响时指出,开始形变的温度应保证金属均匀变形和位错按多边化方式形成亚结构,而使再结晶不要发生,通常在Ac₃以上30~50℃可满足这些条件。对35MnSi及55CrMnB钢的研究^[32]表明,这些钢在1000~1100℃以上形变时,再结晶晶粒迅速长大,亚结构大部分消失,使强度、塑性和韧性降低。30CrMnSiA钢在高温形变热处理时,当形变温度从900℃提高到1200℃其脆断强度(-196℃下拉伸)由150kgf/mm²降至130kgf/mm²,塑性由18%降至10%。

图5表明,在具有50%压缩率的高温形变热处理时,55CrMnB钢疲劳极限与轧制温度的关系。由图可见,在950℃轧制时有极大值^[2、3]。35CrMnSiVA钢在1100~750℃范围内形变时也得到了类似结果,形变温度由950℃降至850℃时,机械性能降低。形变温度降低至某一温度后,性能下降的实质在于奥氏体形变温度太低,塑性变形造成的缺陷,来不及进行重排,使材料处于没有完善亚结构的深度热加工硬化状态,因此塑性与韧性下降。

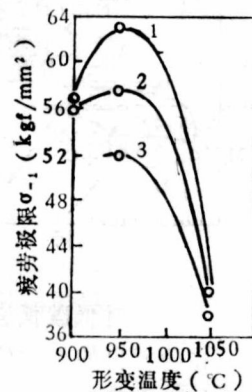


图5 55CrMnB钢形变温度对疲劳极限的影响

1—压缩量为50%的高温形变热处理,250℃回火; 2—压缩量50%的高温形变热处理,后又加热至870℃重新淬火,250℃回火; 3—常规热处理。

通过对各类合金的研究表明：由于合金化程度不同，每一类钢均有一定的再结晶长大速度和晶粒长大趋势，为了在高温形变热处理后获得最佳性能均应选择最适合的形变温度，其选择原则是既要使再结晶过程没有强烈进行，又要保证在形变时可沿全体积内均匀变形而且使多边化亚结构过程进行得十分完全。

(2) 形变量与形变速度

高温形变热处理后的最佳机械性能是否能获得，常与形变量的选取有关^[3]。通常认为，高温形变热处理的最佳形变量为 25~40%。过大的一次形变量可导致相当高的热加工硬化状态，并使金属发热，加速动态再结晶的进行。

高温形变热处理后机械性能随形变程度发生非单调的变化，这一规律在许多钢的研究中均得到了证实。55CrMnSiV A 钢的冲击值与延伸率在压缩量为 40% 时达到最佳值。铬钢 (0.3~0.5%C) 在压缩量为 45% 时，高温形变热处理后裂纹扩展抗力最大。55CrMnA、55Si2 钢在形变量为 25~50% 时，其静拉伸性能最佳，如图 6 所示。当形变量超过最佳形变量时，不仅高温形变热处理后性能降低，而且随后热处理时遗传再现性小，在回火时亚结构稳定性大为下降。

由于碳在位错堆集处沉淀，使固溶体中的碳量下降，淬火后强度下降，因此对于给定含碳量的钢，也存在一个相当的最佳形变量。低、中合金及碳钢均不宜用过大的形变量^[2]。一般低碳钢 (<0.3%C) 最佳形变量约为 60%，45 钢约为 40%，60 钢约为 30%^[10]。

为了高温形变热处理后能获得多边化亚结构，选择最佳形变速度就具有重要意义。一般来说，对于大断面零件为了形成亚结构，应选取很小的形变速度^[33]。在大形变速度下，若形变温度也高，则容易发生动态再结晶，若形变温度低，则可能使多边化过程亦来不及进行。

对于高合金钢来说，热形变下的位错重排过程难于进行，热加工硬化状态很稳定，所以在每道轧制间最好作适当停留。

(3) 形变方式

Бернштейн М. Л. 等^[34]研究了 40Cr、40CrNi、40CrNiMo 及 40CrNiMoVA 钢在各种变形方式下所进行的高温形变热处理，探讨了变形方式对性能的影响。结果表明，采用挤压变形，高温形变热处理后裂纹扩展抗力达到最大（最佳形变量为 70%）；采用模锻时， K_{Ic} 值大为降低（形变量为 45% 时达到最大值）。在高温形变热处理时，轧制变形比挤压变形后的强度增加更多。在中等压缩率下，轧制条件下的再结晶过程要比挤压条件下缓慢些。在模锻条件下，40Cr 和 40CrNi 钢的 σ_b ，尤其是 $\sigma_{0.2}$ 与形变量的关系曲线上存在极大值（如图 7），在形变量为 45% 时，其性能比普通热处理的均

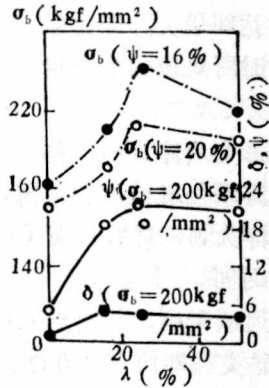


图 6 形变量对 55CrMnA 钢机械性能的影响 (200°C 回火, 1 小时)

高。40Cr钢拉伸变形时的 σ_b 最大可提高30kgf/mm², $\sigma_{0.2}$ 提高25kgf/mm²。轧制时高温形变热处理后的40Cr钢 $\sigma_{0.2}$ 有同样程度的提高, 但采用模锻方式时, 高温形变热处理后强度提高不超过10kgf/mm², 这与模锻后发生了激烈的再结晶有关。采用挤压方式时, 40Cr钢的冲击韧性比普通热处理后的要高, 压缩量为45%时达到最大。高温形变热处理后的冲击值 α_K 随形变量的变化也与变形方式有关, 采用轧制变形或压缩变形时, 其压缩量为15~25%时 α_K 值达到最大, 即比强度达到最大时所对应的形变量小得多。

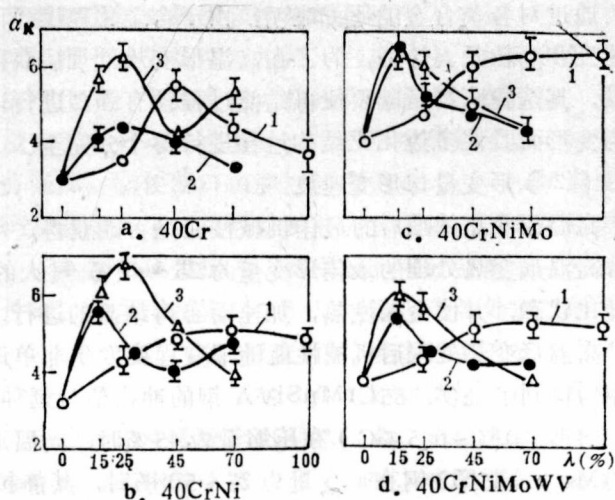


图7 高温形变热处理时冲击值与压缩率的关系
1—挤压 2—轧制 3—模锻
150℃回火两小时

(4) 形变后淬火前的停留时间

为了获得最佳机械性能, 需要详细研究奥氏体形变后组织变化动力学, 必须确定形变终止后至淬火前的适宜停留(或保温)时间, 以及确定在热加工生产线上几次变形间的最佳停顿时间。

对于普通碳素钢, 须要形变后立即淬火, 因为这类钢在热形变温度下再结晶进行非常迅速。但该类钢即使在940℃下保温30秒钟, 再结晶看来已充分进行, 经形变热处理后的强度仍比普通热处理者高。

对于高合金钢, 不少研究表明, 其奥氏体抵抗再结晶过程的能力很强, 致使中高合金钢形变刚结束时还处于热加工硬化状态, 为了发生多边化, 根据不同情况, 定出形变后相应的保温时间是合理的。

Касилов^[35]对十种不同钢种研究了形变后淬火前停留时间的影响, 发现钢种不同有不同的合理停留时间。对于不发生相变的12Cr18Ni10Ti钢, 形变温度由900℃升至1100℃时强度下降, 而形变后停留30秒强度有所上升。36Mn2Si钢形变时已发生部分动态再结晶, 停留时强化效果明显下降。

由大量试验证明, 含量很低的合金元素, 如铌、钒、钛、锆以及钼和铬等对阻止再结晶的成核和长大过程有着很大影响, 在发展高温形变热处理用钢时应考虑这些元素的有利作用。如对55CrMnB^[36]钢的研究表明, 高温形变热处理时在930℃等温使性能变坏的停顿时间不小于5分钟, 锆的微量(0.12%)添加使这个时间范围增加一倍, 具有添加剂的55CrMnB钢保温30分钟才发生完全再结晶。图8示出了50CrMnA钢高温形变热处理后的疲劳强度与形变后保温时间的关系(轧制温度为900℃, 形变

量40%)。

(5) 淬火、回火温度

由于碳素钢和低合金钢的淬透性较差, 可以采用提高淬火温度来获得最大相变强化效果, 但由于再结晶充分发展形变强化效果减弱。

由于高温形变热处理时形成的亚结构非常稳定, 所以回火抗力明显提高, 为了获得与常规处理时相同的硬度, 回火温度应提高30~50℃。高温形变热处理后回火脆性减小。Качанов А.В.^[39]等研究了38CrSi等钢高温形变热处理后在应力下回火后的性能, 结果发现可进一步提高强韧化效果。

3. 高温形变热处理工艺的应用

目前生产上采用高温变热处理的多是在锻造和轧制生产上进行。

(1) 锻造余热淬火

它是在锻造生产的基础上, 适当调整形变工艺参数, 利用余热淬火并随后回火。为了减少模具损耗、降低形变抗力, 形变温度均在1000℃以上, 加之模锻后须要切边, 对于碳素钢来说淬火前的再结晶过程已非常充分, 往往出现晶粒大小不一的混晶现象, 故一般碳素钢锻热淬火后强度提高幅度不大(<20%), 而韧性值有所降低。但对于有些零件来说, 由于锻后余热淬火的淬火温度比常规淬火高, 淬透层深度增加, 而使强韧性明显增加。

我国近十年来在这方面作了不少研究工作, 有些已投入生产, 收到了明显的经济效益^[37, 38]。如上海柴油机厂、北京内燃机总厂所生产的连杆成功地采用了锻后余热淬火工艺, 均能满足性能要求, 全年节约工时和减少能源消耗所获得的经济效益达几万元。又如5143厂生产的喷管毛坯采用锻造余热淬火后, 仅节电一项每年可节省近十万元。

国外亦有不少成功应用的先例, 如苏联、日本等^[39]。尤其应该重视的是采用高温形变热处理可消除大型锻件中的白点。即于锻造温度快冷到马氏体开始转变之前, 随后又加热到高温回火或退火温度再慢冷, 可使白点敏感性消除。这种方法的实质在于让形变后形成的位错捕获氢原子, 使氢原子均匀分布。

(2) 控制轧制^[40, 41]

控制轧制是高温形变热处理的一种派生形式, 它是在普通轧制基础上, 控制轧制温度和轧制压下量, 然后以一定速度冷却, 以获得铁素体、珠光体组织, 其目的是细化晶粒, 降低冷脆温度, 提高轧材强韧性。含微量合金元素铌的HSLA钢就是进行控轧的专用钢, 为了保证良好的焊接性, 这类钢碳含量均在0.1%左右; 为了提高强韧性, 通常加入少量铌、钒、钛以延缓再结晶, 其次加入少量硅、锰强化基体。

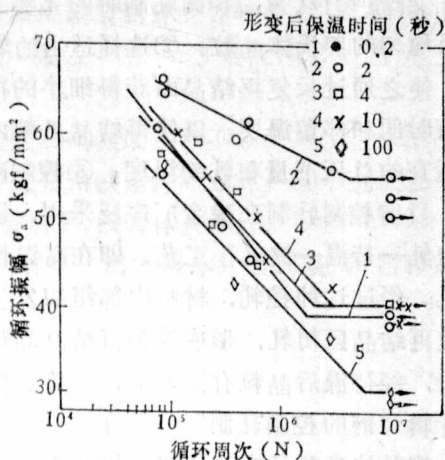


图8 50CrMnA钢高温形变热处理后的疲劳强度与变形后保温时间的关系

文献[40]认为,控制轧制时的主要工艺参数是:①选择合适的加热温度,以获得细小而均匀的奥氏体晶粒;②选择适当的轧制规范,即选择轧制道次,确定每道的轧压量,使之通过反复再结晶而获得细小的再结晶晶粒;③选择在再结晶区和无再结晶区的停留时间和停留温度,以使再结晶晶粒内产生形变回复的多边化亚结构;④在两相区选择适宜的总压下量和轧制温度;⑤控制冷速。

目前控制轧制在冶金厂广泛采用,以生产钢板、钢带和钢棒。经常采用的规范是“粗轧—待温—终轧”工艺,即在高温快速再结晶区内轧几道,待温度降低一些再进行终轧。经过这种控轧,材料内部组织发生了复杂变化,高温奥氏体化后,晶粒粗大,经快速再结晶区初轧,形成等轴再结晶晶粒,待温主要是保证终轧在无再结晶区和两相区进行,经待温后晶粒有所长大,而终轧使之明显细化,形成具有亚结构的细晶粒(详见本专辑“钢的控制轧制”一文)。

值得注意的是有热轧双相钢的生产。双相钢的组织是在铁素体基体上分布着细小的马氏体岛,其性能特征是具有连续屈服极限和快速加工硬化,结果是材料有低的屈服极限但有高的抗拉强度和高延伸率^[42]。在热轧条件下配合适当的化学成分及轧制条件就能生产出双相钢。当钢中含有铁素体形成元素硅和奥氏体稳定化元素铬、锰等热轧后冷却下来更容易获得双相钢。在无再结晶区形变,不但造成碳的不均匀分布,而且促进 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变, α 转变温度提高,同时又使马氏体转变温度降低,这些都促使发生分离相变而获得双相钢。

三、等温形变热处理

高温形变等温处理工艺首先在英国开始试验。它是将钢材奥氏体化后,急冷至奥氏体稳定性最低的温度下形变,调整形变速度,使相变结束时终止形变,然后空冷,所得组织为细珠光体。

该工艺执行的主要困难在于难以保持等温形变,因为温度过高分解产物性能较差,而等温温度过低又会出现贝氏体或马氏体组织,使形变困难。同时由奥氏体化温度迅速冷至形变温度须要增加等温设备,对于大型工件表面达到等温温度时心部温度仍然较高,而小型工件在形变过程中散热也会使形变温度难以控制。因此,Бернштейн М.Л.等^[43、44]提出了高温形变等温处理方案。该工艺是奥氏体化后在高温下形变,然后使其等温转变。60Si2钢采用高温形变等温处理的结果指出,经高温形变热处理后, $\sigma_{0.2}$ 提高15~20%, σ_b 提高10%,而且随等温温度降低,其强度、韧性同时升高。

Edwards R.H.等^[45]研究了高温形变奥氏体在200~400℃的等温处理,所形成的组织为贝氏体。研究用钢成分为0.85% C, 0.59% Cr, 1.39% Mn及0.53% W。组织观察发现,形变奥氏体形成贝氏体的最低温度为200℃,这是形变造成成分不均匀分布的结果;另外下贝氏体数量减少,下贝氏体针尺寸减小,位错密度增加,碳化物析出数量增多,从而导致机械性能比常规等温处理(相同等温温度)后的好。

等温形变热处理的主要控制参数是:①奥氏体化温度应选择在保证碳化物充分溶解,而晶粒又不致过大为宜;②形变温度应选在珠光体转变孕育期最短的温度,对碳钢

约在 600℃ 左右；③形变量应大于 70%，形变速度应调节到珠光体转变完成时终止形变；④钢的成分应选合金元素低些的钢，碳含量一般在 0.2~0.5% 范围内；⑤形变后冷速没有严格限制，因组织转变已完成。

等温形变热处理后，塑性升高，冷脆温度降低，但强度增加不多。其改善机械性能的机理是：①奥氏体形变导致位错密度增加，并遗传给铁素体而强化；②形变促进了碳化物弥散析出；③形变促进 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变使铁素体量增多，铁素体片减小。Бернштейн М. Л. 指出等温形变热处理的强化机理与珠光体细化有关，因渗碳体片起到阻碍滑移的作用，其强化效果与片层厚度有关。

四、其它形变热处理工艺

从广义上来说，形变热处理还有许多工艺方法，如预形变热处理、复合形变热处理、应变时效、形变诱发塑性、相变诱发形变强化等。

1. 预形变热处理

预形变热处理是将退火（或正火、调质）状态的钢在室温下预形变，再进行中间回火，使之形成稳定的亚结构，然后再快速加热进行二次淬火和回火。这种工艺实质上是利用形变强化的遗传性而获得强韧化效果，所不同的是先在 α 相中形变，然后利用 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha'$ 来依次遗传。

该工艺的主要控制参数是中间回火温度，因为室温形变形成的位错结构是不稳定的，只有经过合适的中间回火形成稳定的亚结构，才能在二次加热时仍可保留强化效果。中间回火温度的选择与形变量有关，形变量增大，发生再结晶的温度降低。

预形变热处理后其硬度、强度将比常规热处理的高，而塑性几乎不变。此外，可使回火脆化倾向减少，耐磨性提高。

预形变热处理已在钢板、钢管的生产上得到应用。

2. 形变诱发塑性 (TRIP) [1, 46]

形变诱发塑性钢是由 Zakay 于 1967 年首先发展起来的，它是一种通过形变诱发马氏体相变、马氏体相变诱发塑性而获得高强韧性的钢 (TRIP 钢)。这种钢的成分有特殊要求，Zakay 所设计的成分如表 1 所示。由表可见，这类钢合金元素含量较高，这是为了使这类钢由高温冷至室温时，其组织为奥氏体加少量马氏体。即保证该钢的 M_s 点及 M_d 点在室温附近 (M_d 点为形变奥氏体的马氏体开始转变点，它高于 M_s 点)， M_d 在室温以上， M_s 在室温以下。另外，是为了使这类钢的层错能尽量低，以便于形变诱发塑性；同时使这类钢中含有足够的碳及碳化物形成元素钼、钒、钛等。

形变诱发塑性钢的典型处理工艺如图 9 所示。即将钢先经 1120℃ 固溶化处理，然后冷至室温，由于铬、镍、锰等元素的作用此时钢为奥氏体组织。将这种具有奥氏体组织的钢在 450℃ 温加工并作零下深冷处理，使之发生马氏体相变，但马氏体量并不多，为了增加马氏体量以调整钢的强度和塑性再将钢在室温下形变，此时奥氏体也得到进一步加工硬化，最后在 400℃ 作最终回火。经这种处理后强度可达 141~211 kgf/mm²， δ 可达 25~80%，而且 K_{Ic} 值可与马氏体时效钢相近。形变诱发塑性钢具有高强韧性的原

表 1 形变诱发塑性钢成分

钢的 代号	化 学 成 分 (%)					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C
A-1	8.89	8.31	3.80	2.02	1.92	0.31
A-2	8.88	7.60	4.04	2.08	1.92	0.25
A-3	8.80	7.80	4.00	0.92	1.90	0.25
B	—	24.40	4.10	—	—	0.25
C	—	22.00	4.00	1.48	—	0.23
D	—	20.97	3.57	1.48	—	0.24

因，与裂纹扩展时裂纹尖端发生奥氏体→马氏体转变有关，因为相变要消耗较大的相变功而松弛裂纹尖端的应力集中。

利用相变诱发塑性已研究出高强度高韧性的变塑钢^[47]，标准成分变塑钢(9%Cr、8%Ni、4%Mo、2%Mn、2%Si、0.30%C)的线材、棒材和板材在国外已有市场供应。变塑钢通过低温形变诱发马氏体相变，而相变又诱发塑性，可使材料强度极限超过150kgf/mm²，而延伸率不低于40%，由此可见，利用相

变诱发塑性现象为生产高强度高韧性材料开辟了一条新的途径。

综上所述，形变热处理工艺已经提出了多种方法，基本理论的研究已有重大突破，在许多产品的应用上收到了很大的经济效益，因此，有关形变热处理的推广应用，前途是很乐观的。但所有研究者指出，不论钢种如何，形变热处理效果如何，关键在于正确制定和执行工艺，尤其是高温加热时的测温与控温，形变后的停留时间等是决定形变热处理件性能是否稳定的关键参数。

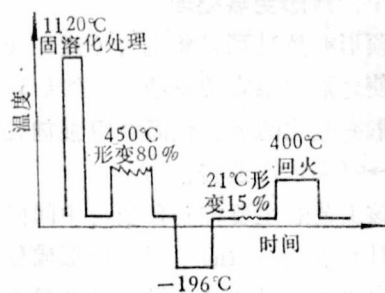


图 9 TRIP钢处理典型工艺

参 考 文 献

- [1] 雷廷权等；《钢的形变热处理》，机械工业出版社，1979
- [2] М.Л. Бернштейн；《Прочность Стали》，Металлургия (1974)
- [3] М.Л. Бернштейн；《Термомеханическая обработка металлов и сплавов》，Металлургия (1968)
- [4] AD-705666
- [5] AD-739340
- [6] AD-750390
- [7] 田村今男；《热处理》，21, №6 (1981)
- [8] 牧正志等；《日本金属学会会报》，19, №2 (1980)
- [9] K.E. Hensger；《Neue Hütte》，22, №9 (1977)
- [10] AD-A034632，中译稿载《国外兵器技术》，1(1979)，总1号
- [11] PB80-970810
- [12] K. Källström；《Semina on Rolling Techniques and Problems》，Milan