

金属材料与热处理译丛

# 不锈钢热处理

2

上海市科学技术编辑馆

# 模具热处理 新书预告

本书分第(1)、(2)两辑出版。

第(1)辑于12月出版,定价1.20元。内容着重介绍国外深冲、压铸、锻压模具钢及其最佳热处理规范的选择,高碳高铬模具钢的氮化,工具钢在热处理中的变形以及新的表面硬化法等,附有常用冷变形、热变形模具钢金相图■130余张,并有说明。

第(2)辑于1966年4月出版,估价1.20元。内容着重介绍冷冲、冷锻、挤压、热作模具钢材的选择及其热处理工艺。介绍软氮化、氰化、镀锌等表面强化处理。介绍模具钢硬度对形成热疲劳裂纹的影响。最后附有美国、德国、日本、苏联及我国的模具钢标准及其用途等表格20余张,可供读者对照查阅。

全国各地新华书店订购。如当地不能供应,请径向上海南昌路59号本馆邮购(银行帐号:卢湾区办淮二分理处5134121)。

上海市科学技术编译馆

1965年11月

金属材料与热处理译丛

(总第十三辑)

**不 锈 钢 热 处 理 (2)**

金属材料与热处理译丛编译委员会编

\*

上海市科学技术编译馆出版

(上海南昌路59号)

上海新华印刷厂印刷 新华书店上海发行所发行

\*

开本 787×1092 1/16 印张 6 4/16 字数 200,000

1965年11月第1版 1965年11月第1次印刷

印数 1-5,000

编号 15·323 定价(科七) 0.90元

# 目 录

热处理对不銹鋼冷脆性的影响.....[苏联].....	1
AK <sub>1</sub> (Cr13)鋼脆性的探討 .....[捷克斯洛伐克].....	4
3X13 鋼制螺旋弹簧 .....[苏联].....	11
4X13 鋼加热时重結晶的規律性 .....[苏联].....	15
以不銹鋼 X22CrNi17 制造模压件的經驗 .....[民主德国].....	23
ДИ-1 与 X17H2 鋼疲劳强度的研究.....[苏联].....	30
1X18H9T 冷拉不銹鋼的再結晶 .....[苏联].....	32
1X18H9T 鋼电焊鋼管的热处理 .....[苏联].....	35
热处理温度对 1X18H9T 鋼管晶間腐蝕傾向的影响 .....[苏联].....	39
304 型不銹鋼晶界碳化物的形态及其对晶間腐蝕的影响.....[美国].....	41
含鉻約 17% 的不銹鋼在沸騰浓硝酸中的抗腐蝕性能与热处理的关系 .....[西德].....	53
化学設備与管道制造中采用鎳鉻鋼的腐蝕研究.....[瑞士].....	65
鉻不銹鋼的渗碳.....[編譯].....	71
氮化处理对低鎳-18 鉻不銹鋼性能的影响 .....[日本].....	75
高鉻不銹鋼氮化前的准备工作.....[編譯].....	77
一种新型的超高强度不銹鋼.....[日本].....	78
美国 AISI 不銹鋼标准.....	82
不銹鋼的性能	
不銹鋼——鉻鎳奥氏体不銹鋼	
不銹鋼——沉淀硬化不銹鋼	
苏联不銹鋼及耐酸鋼标准.....	91
防腐蝕和耐热的不銹鋼主要成份	
在室温和高温下鉻鋼的特性	
在室温和高温下耐热鎳鉻不銹	
德国常用不銹鋼标准.....	96
日本 JIS 不銹鋼标准 .....100	100
日本奥氏体不銹鋼标准 JIS	
马氏体不銹鋼的化学成份 JIS 4301	
AISI 马氏体不銹鋼的化学成份	
马氏体不銹鋼的机械性能 JIS 标准 4301	
铁素体不銹鋼的机械性能(JIS 标准)	

# 热处理对不锈钢冷脆性的影响

[苏联] Л. Б. Гоцов 等

透平冷气发动机和透平压缩机的第一级叶片是由 2X13 鋼和 X17H2 鋼制成的。这种零件的工作温度多在零下，因此就要求这些叶片材料，在温度到  $-70^{\circ}\text{C}$  时还具有足够的冲击韧性。在文献[1]上已刊载了 2X13 鋼的冷脆性资料，并着重说明，采用这种鋼作为零下温度工作的零件时，必须特别谨慎。

本文是论述热处理对 2X13 和 X17H2 鋼冷脆性的影响，研究用鋼的毛坯尺寸是  $14 \times 14$  毫米，其化学成分见表 1 所載。

表 1 化学成分(元素含量)(%)

鋼号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
2X13	0.21	0.29	0.38	—	—	12.84	0.31
X17H2	0.15	0.23	0.40	0.018	0.033	16.59	1.78

坯料在几种不同的淬火温度下淬油，并回火到不同的硬度(见表 2)。

表 2

鋼号	淬 火		回 火	
	温 度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	保温时间 (小时)	温 度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	保温时间 (小时)
2X13	950, 1000, 1050, 1100	0.5	550~630	2
X17H2	950, 1000, 1040	0.5	300, 450, 580, 680	2

2X13 鋼从 950、1000、1050 和 1100 $^{\circ}\text{C}$  淬油后得到的硬度分别为  $HR_C 48, 49, 53$  和 53。在上述淬火温度下，能保证 2X13 鋼具有规定硬度 ( $H_B 286, 255, 229$  和 207) 的回火温度，如表 3 所示。

表 3

淬火温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	回火温度( $^{\circ}\text{C}$ )(硬度值为:)			
	$H_B 283$	$H_B 255$	$H_B 229$	$H_B 207$
950	550	580	600	620
1000	560	580	610	630
1050	560	600	630	650
1100	580	600	650	670

从表 3 明显地可以看出，为了达到指定的硬度，如淬火温度提高就需要有较高的回火温度。可是对于 X17H2 鋼，由于在 450 $^{\circ}\text{C}$  回火时具有高硬度的缘故，因此并不存在着这种规律性(图 1)，若提高这鋼的淬火温度，则回火后硬度也有所提高。还应该指出，在 450 $^{\circ}\text{C}$  温度回火时，能保证获得最高的硬度，而又不会降低它在 20 $^{\circ}\text{C}$  时的塑性和冲击韧性。

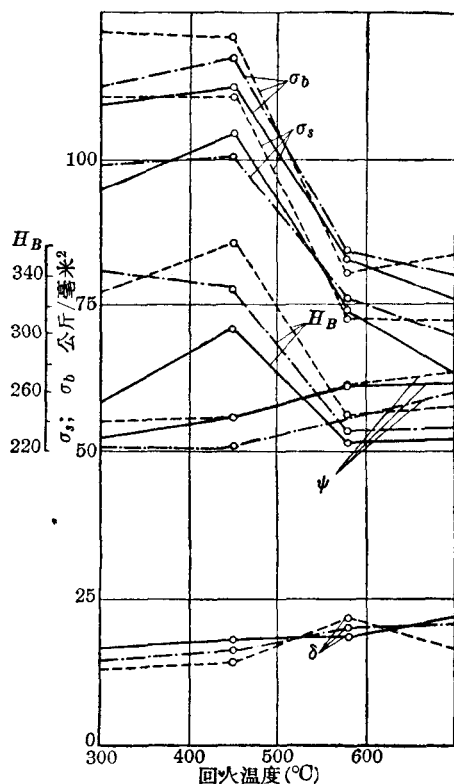


图 1 X17H2 鋼机械性能与淬火温度及回火温度的关系曲线

—— 950 $^{\circ}\text{C}$  淬火  
 - - - 1000 $^{\circ}\text{C}$  淬火  
 - · - · 1040 $^{\circ}\text{C}$  淬火

这两种鋼的塑性，经过所有的热处理规范试验后，都能满足于所要求的技术条件 ( $\delta \geq 15\%$ ,  $\psi > 50\%$ )，只有 X17H2 鋼在 1040 $^{\circ}\text{C}$  淬火 300~450 $^{\circ}\text{C}$  回火后，其延伸率为 12~14%。

2X13 鋼经过回火后具有屈氏体-索氏体组织，随着淬火温度的提高，颗粒的弥散度降低了。而在

1050~1100°C 淬火的鋼經回火后保持有針狀組織 (在針狀馬氏體中發生索氏體轉變), 即使提高回火溫度也不改變其組織的弥散程度。

X17H2 鋼的顯微組織是帶有細條狀  $\alpha$ -相夾雜的屈氏體, 提高淬火溫度并經相应的回火后, 促使  $\alpha$ -相質點增多, 而提高回火溫度則會使其繼續集聚。

為了研究熱處理對冷脆性的影響, 對 2X13 鋼在 20、-10、-40、-60°C, 對 X17H2 鋼則在 20、-40 和 -70°C 進行了沖擊韌性試驗。對同樣規范熱處理的 2X13 鋼各試驗了 7~10 個梅氏試樣, 對 X17H2 鋼各試驗了 2~3 個試樣。

圖 2 乃示淬火溫度對 2X13 鋼冷脆性的影響。

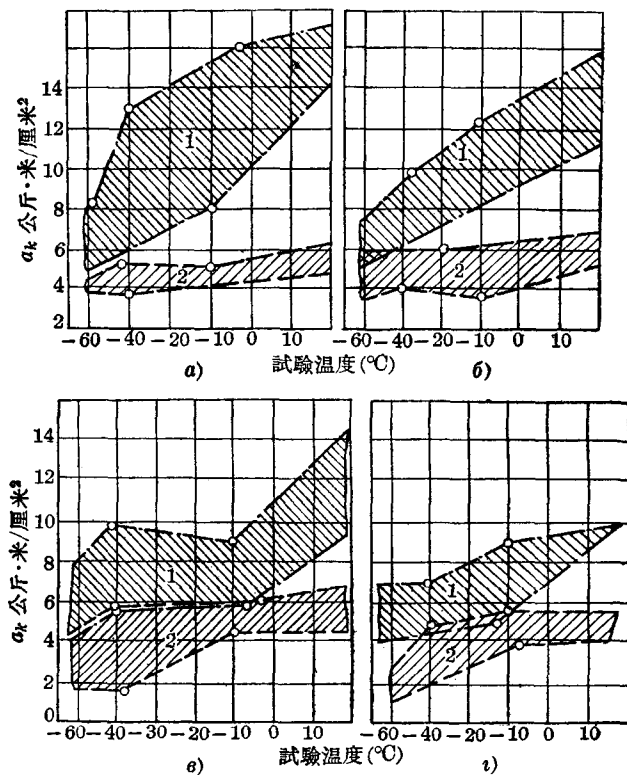


圖 2 淬火溫度對 2X13 鋼冷脆性的影響\*

a—950°C 淬火; b—1000°C 淬火; c—1050°C 淬火; d—1100°C 淬火;  
1—回火后硬度為  $H_B$  207; 2—回火后硬度為  $H_B$  286

從圖 2 可以看出, 經過 950~1000°C 淬火并具有硬度為  $H_B$  286 的鋼並沒有顯示出冷脆性, 只有在 1050~1100°C 淬火后才表現出來。沖擊韌性最低值在 -40 和 -60°C 時為 1.2 公斤·米/厘米<sup>2</sup>, 而在 20 和 -10°C 時則為 3.6 公斤·米/厘米<sup>2</sup>。

當回火后硬度為  $H_B$  207 時, 沖擊韌性隨着試驗溫度的降低而降低。如試驗的溫度為 -60°C 時, 即使改變其淬火溫度也不影響其沖擊韌性。但試驗溫度為 20°C 時, 沖擊韌性將隨着淬火溫度的升高而略有降低 (950°C 淬火時 14~17 公斤·米/厘米<sup>2</sup>, 到 1100°C 淬火時為 10 公斤·米/厘米<sup>2</sup>)。

應該指出, 隨着硬度的提高, 在所有的淬火溫度下在 20°C 時的沖擊韌性都會降低, 而在硬度為  $H_B$  286 時, 在 20°C 的沖擊韌性接近于 -60°C 時的數值。

在指定的硬度下, 在 -10 和 -40°C 時的最低沖擊韌性幾乎和淬火的溫度無關。

在 +20 和 -60°C 試驗時, 沖擊韌性將隨着淬火溫度的升高而降低 (圖 3)。

同樣溫度淬火的 2X13 鋼, 在室溫和零下溫度的沖擊韌性隨着回火溫度的升高而提高, 例如 1050°C 淬火 580~650°C 回火后, 在 20°C 時的沖擊韌性從 6 提高到 13.4 公斤·米/厘米<sup>2</sup>, 而在 -60°C 時的沖擊韌性則從 3.9 提高到 6.5 公斤·米/厘米<sup>2</sup>。

圖 4 所示為 X17H2 鋼的沖擊韌性和試驗溫度的關係曲線。從圖中可以看出, 經過所有熱處理試

\* 原書中橫座標試驗溫度未列“-”號, 從全文內容來看應是 -60, -40, -20, -10, 恐系原文印刷錯誤——譯者注

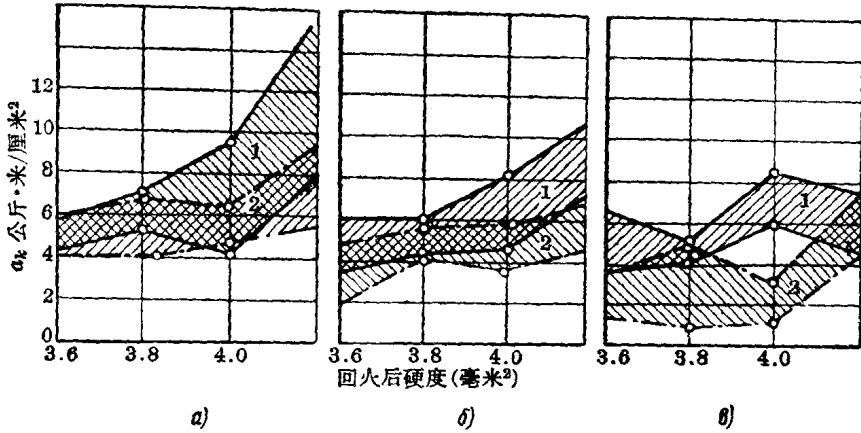


图3 热处理规范对 2X13 鋼在不同的試驗溫度下冲击韌性的影响

a—10°C; b—40°C; c—60°C;  
1—950°C 淬火; 2—1100°C 淬火

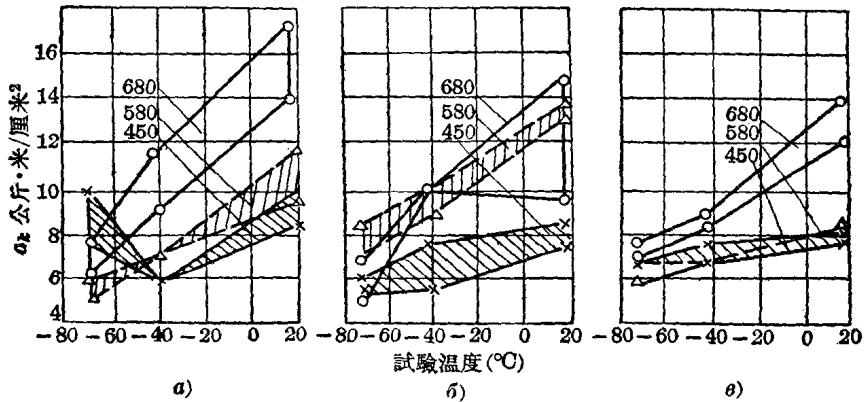


图4 热处理规范对 X17H2 鋼冲击韌性的影响\*

a—950°C 淬火; b—1000°C 淬火; c—1040°C 淬火;  
曲綫上的数字表示回火的溫度(°C)

驗规范的試样在  $-70^{\circ}\text{C}$  时得到的冲击韌性值最低 (5 公斤·米/厘米<sup>2</sup>)。而这种鋼在各种不同溫度下淬火并低温回火时, 其冲击韌性对于試驗溫度的敏感性較高温回火时要小得多。

还可以看出淬火溫度并不影响 X17H2 鋼的冷脆性。

## 結 論

1. 当提高淬火溫度时, 2X13 鋼的冲击韌性将降低, 而 X17H2 鋼則沒有这种規律性。

2. 1050~1100°C 淬火回火后硬度为  $H_B 207$  的 2X13 鋼, 其冷脆性轉折区是在  $-40 \sim -60^{\circ}\text{C}$  ( $a_k = 1.2 \sim 3.5$  公斤·米/厘米<sup>2</sup>)。硬度为  $H_B 229 \sim 363$  的 X17H2 鋼在所有规范热处理后, 直到  $-70^{\circ}\text{C}$  試驗时, 冲击韌性也能达到 5 公斤·米/厘米<sup>2</sup>。为了

保証 2X13 鋼在  $20 \sim -60^{\circ}\text{C}$  試驗时具有高的冲击韌性, 硬度值不能超过  $H_B 207$ 。

3. 为了提高耐冷脆稳定性, 推荐下列热处理规范 2X13 鋼——950~1000°C 淬火, 回火溫度取决于所要求的机械性能, 但不应该低于  $630^{\circ}\text{C}$ 。X17H2 鋼——950~1040°C 淬火, 回火的溫度从范围为 450~680°C, 要取决于所要求的机械性能。

## 参 考 文 献

[1] Гудков С. П.; Целиков В. К.: Сб. сталей, Металловедение и термообработка, Вып. 1. Металлургиздат.

(王永譯自《Металловедение и термообработка》1964 年 4 期  
11~14 頁 薛宗英校)

\* 同图 2 脚注。

# AK<sub>1</sub>(Cr13)鋼脆性的探討

[捷克斯洛伐克] J. Koutský 等

本文研究汽輪機叶片用的 AK<sub>1</sub> 鋼及其脆化, 在运行溫度下淬火試样的回火和調質, 試样的長期退火試驗, 冲击韌性以及对发生脆性的原因。

如所熟知, 含碳量不超过 0.15% 和含鉻量为 11.5~14.5% 的 AK<sub>1</sub> 鋼 (ČSN 17021), 在低于 450°C 回火时, 其机械性能, 即强度、硬度和冲击韌性无显著变化。在此溫度以上, 能使硬度和强度激烈下降, 而冲击韌性与淬火状态相比, 其降低甚为显著。在 500~600°C 溫度范围内, 冲击韌性又重新增加。开始时冲击韌性增加得很多, 但在接近溫度 A<sub>C1</sub> (亦即低于 800°C) 时, 其增加已不显著。因此这种鋼在 400~600°C 的溫度范围内, 是一个脆性区, 在回火时应加以避免, 因此一般都规定在 640~700°C 的溫度范围内回火。

D. J. Giles 认为这种脆化是由于马氏体的分解和屈氏体的形成所引起的。但这种解释常与下列实际情况相矛盾; 化学成分无基本差别的各炉号鋼用完全相同的方法調質, 即在相同溫度下回火时, 有时呈脆性, 有时呈韌性, 而它們的硬度和强度实际上都相同。假如这一脆性区是与马氏体的分解有关, 則上述两种情况下的脆性区应不出现, 因为马氏体分解是一个扩散过程; 这是由鉻的扩散来进行控制的, 而在相同回火溫度下, 鉻的扩散速度应相同。

Monypenny 在其关于不銹鋼的經典著作中指出, 可进行淬火处理的鉻鋼仅在含碳量約高于 0.2% 时才有回火脆性, 但并非永远如此。我們在实践中會碰到这样的情况: 从回火溫度緩慢冷却的 AK<sub>1</sub> 鋼其冲击韌性比快速冷却的同样試样要低。

AK<sub>1</sub> 鋼常用于工作溫度为 450~500°C 的汽輪機叶片。因此在运行过程中的脆化傾向常采用所謂“人工时效試驗”的短期試驗来測定。将 12×12 毫米的方柱形試样用规定的方法調質。其中一部分試样进行冲击韌性試驗, 另一部分則沿軸向进行塑性变形(截面縮小 10%), 然后重新进行 200~220°C/2 小时/空冷回火, 并用它們来进行冲击韌性試驗。将两部分冲击韌性的結果加以比較并确定其脆化傾向。“人工时效”試样的冲击韌性不应低于 5 公斤·

米/厘米<sup>2</sup>。比尔森列宁工厂金相試驗室几年来的經驗表明, “人工时效”試样的冲击韌性在大多数情况下, 都比只經調質的試样低, 而且脆化并不随硬度的增高而增高(表 1), 此外还发现在化学成分和热处理之間及这类試驗結果之間均无单一的关系。

表 1 “人工时效”試驗时, 硬度  $H_B$  的增高和冲击韌性  $R$  的降低

試样炉号	硬度 $H_B$ 的增高 (%)	冲击韌性 $R$ 的降低 (%)
E <sub>3</sub>	2	59
F <sub>3</sub>	5	65
A <sub>3</sub>	7	63
K <sub>3</sub>	10	57
A <sub>2</sub>	1	62
K <sub>6</sub>	6	28
155	8	34

由于作者不知道, 这种試驗和运行溫度下脆化間的关系是否已得到了証实, 并且根本不知道这类鋼在运行溫度下的脆化动力学, 因此, 关于是否能根据測得的冲击韌性值之差或根据“人工时效”后的冲击韌性絕對值来正确地判断材料的脆化傾向的問題, 是不清楚的。

从上述实例中可以看出, 虽然 AK<sub>1</sub> 鋼的生产在世界上已有 40 多年的历史, 但是这类鋼在 A<sub>C1</sub> 以下的溫度区域内的脆化問題还有许多是不明确的。因此在更高运行溫度下的脆化, 实际上是一个重要的問題。

在下列各部分中, 总结了以淬火試样回火的方法及以調質試样在运行溫度下長期退火(1000小时)所取得的結果。

## 淬火温度对回火后机械性能的影响

試驗时会采用下列化学成分的鋼种:

鋼种	化 学 成 分 (%)							
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	N
A	0.15	0.36	0.21	0.022	0.013	13.40	0.14	0.026
B	0.07	0.37	0.34	0.024	0.017	13.40	0.31	0.024

試样采用截面为 32×32 毫米的軋制退火棒材制造。通过淬火試驗后发现，A 鋼經 950~1000°C 保温 2 小时后达到最大硬度值。在含碳量較低的 B 鋼中，其淬火后的最高硬度較 A 鋼低，且在淬火組織中除马氏体外，还出现  $\delta$  铁素体。

这些鋼的試样曾从 900°C (組織中有大量铁素体和未溶碳化物)、1000°C (据硬度来看，这一淬火温度已接近最佳值——碳化物已溶解)、1100°C (高淬火温度) 下淬火。淬火后，試样可在温度高达 750°C 以下，保温 2 小时/空冷回火。

A 鋼的静态机械性能变化情况，与引言中所述相当。淬火状态的抗张試驗断口均呈淡灰色杯状(图 1)。这种外观一直保持到 500°C。在 600°C 时，則出现暗灰色銑刀状断口(图 2)。經 900°C 淬火的試棒在 700°C 回火后，銑刀状断口消失，断口呈杯状，但为暗灰色，杯状口較淬火試棒小，且底部凹凸不平(图 3)。在 1100°C 淬火时，銑刀状断口甚至在最高温度下回火时也不会消失。某些情况下所得到的 B 鋼静态机械性能中，出现了反常现象，这种反常

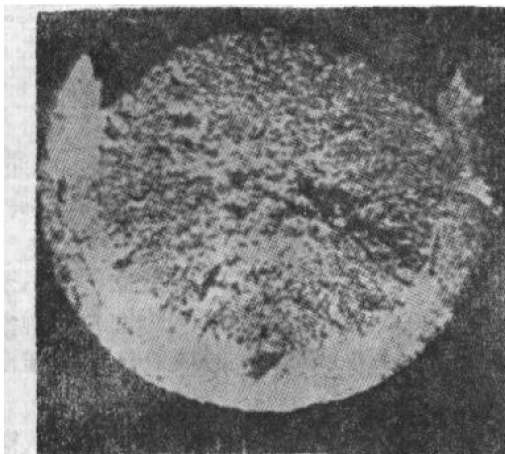


图 1 抗张試驗断口，A 鋼，1000°C/2 小时/油冷，× 10



图 2 抗张試驗断口，A 鋼，1000°C/2 小时/油冷-600°C/2 小时/空冷，10×



图 3 抗张試驗断口，A 鋼，1000°C/2 小时/油冷-700°C/2 小时/空冷，× 10

现象也反映在断口的外观上。其他断口表面外观的变化过程則与在 900°C 淬火的 A 鋼的試样相似。

B 鋼在 500°C 以上的冲击韧性已上升，但当 1100°C 淬火后，600°C 下的冲击韧性值极为分散。低回火温度时的冲击韧性試驗断口具有马氏体特征的縐紋状。从 500°C 开始，在較高回火温度下，这种断口轉变成混合式，即由晶状和暗淡的(韧性)小平面所形成。在抗张試驗时发现的反常现象，都与冲击韧性数值的变化过程无关。

A 鋼的冲击韧性与淬火温度的关系曲线与 B 鋼比較是不相同的。从 1000 和 1100°C 淬火后的試样冲击韧性在 500~600°C 范围内出现最低值(图 4)，直到 650°C 时才开始显著上升，而在 900°C 淬火后(图 5)，冲击韧性从 500°C 已开始增长。在 900°C 淬火的冲击韧性試驗断口的外观变化与 B 鋼相同；

3A X 15 / 0 P



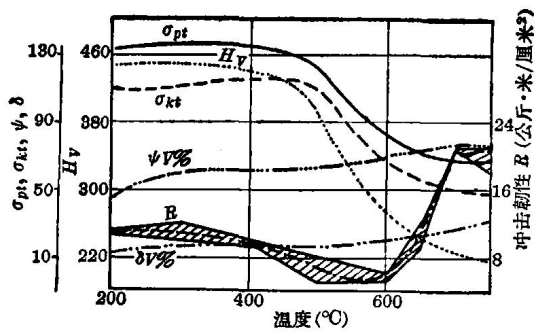


图4 冲击韧性与温度的关系, A 钢, 1000°C 淬火, 回火 2 小时

注:  $\sigma_{pt}$ — $\sigma_b$ ,  $\sigma_{kt}$ — $\sigma_s$ ;

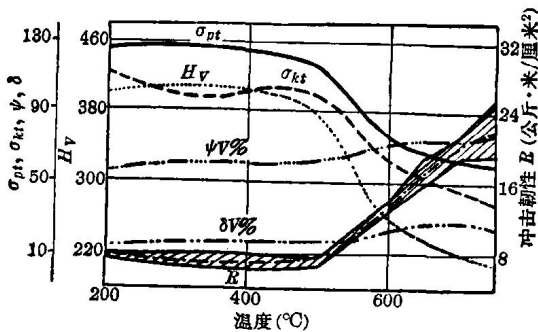


图5 冲击韧性与温度的关系, A 钢, 900°C 淬火, 回火 2 小时

注: 见上图

在 750°C 时, 为纯韧性断口。从 1000~1100°C 淬火的试样回火后, 断口的马氏体外观能一直保持到 400°C (图 6)。从这一温度起, 断口呈粗晶状。600°C 时的晶粒粗大最剧烈, 而这种粗大对于在温度更高的情况下淬火的试样来说, 其剧烈程度比前者更为强烈 (图 7)。在第一种情况下, 700°C 时的断口已呈纯韧性 (图 8), 在第二种情况下, 即使在 750°C 时也不完全呈韧性。

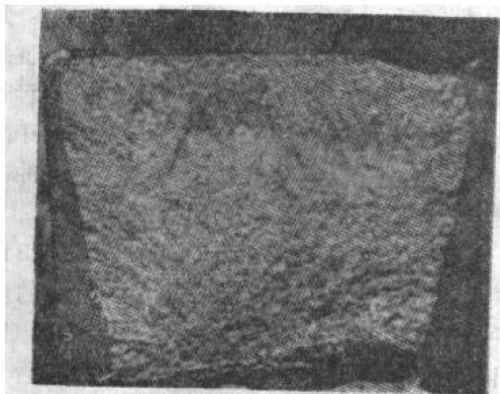


图6 淬火试样回火后之冲击韧性试验断口外观, A 钢, 1000°C/2 小时/油冷, ×10

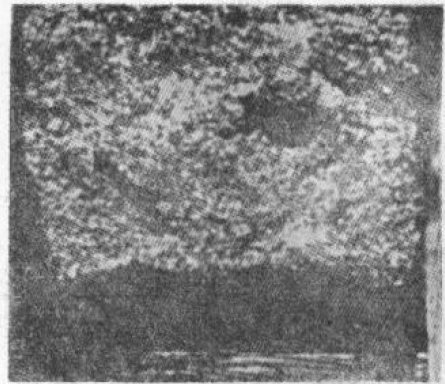


图7 淬火试样回火后之冲击韧性试验断口外观, A 钢, 1100°C/2 小时/油冷 -600°C/2 小时/空冷, ×10

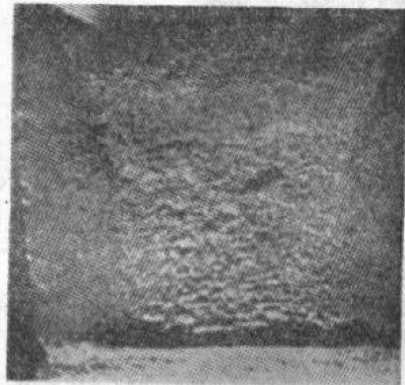


图8 淬火试样回火后之冲击韧性试验断口外观, A 钢, 1000°C/2 小时/油冷 -700°C/2 小时/空冷, ×10

采用电解法分离出的残余碳化物分析的结果表明, 当碳化物中的含铬量增大时, 会使硬度、强度及屈服极限相应地降低。关于这类钢在回火时的显微组织的变化已在以前发表的文章中有详细叙述。

## 长期回火时的机械性能变化

经 1000°C/2 小时/油冷淬火, 并在 200、450、550、650 和 750°C 下进行 A 钢长期试验 (1000 小时) 的结果列于图 9。

试样在上述温度下, 经不同时间回火后进行空冷。以这些试样进行冲击韧性试验、测量硬度、观察显微组织, 并在某些情况下, 我们还进行了分离所得的残余物质的 X 射线衍射分析及定量化学分析。

硬度、碳化物相的成分和 (在光学显微镜下观察到的) 显微组织在所有温度下都互相连续地变化着, 但是冲击韧性除在 200°C 和一部分在 750°C 以外的其

余温度下,都具有完全互不联系的变化过程。450 和 550°C 时的冲击韧性曲线比经 200°C 回火的试样低。直至 650°C 时,尤其在 4 小时回火后,冲击韧性才显著上升。在 750°C 经较长时间的回火后,冲击韧性反而有少许降低。200°C 时的冲击韧性试验的断口外观不随时间变化。经 450 和 550°C 回火的试样断口为晶状,如图 7。650°C/2 小时回火后,晶状断口转变成混合式;经 16 小时回火后,试样中心部分的晶粒最小,并且其尺寸已不再随时间变化。在 750°C 时,起初断口呈纯韧性,稍后又转变成混合式。

分离物中含 Cr 量的变化与前述部分中的变化相同,并与静态机械性能值的变化成正比。

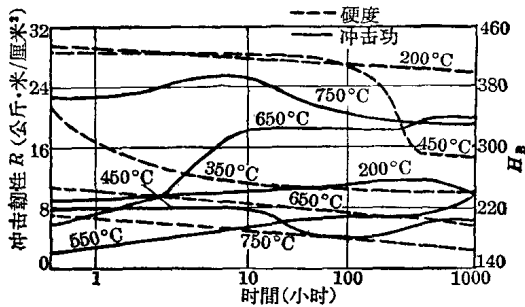


图 9 经 1000°C/2 小时/油冷淬火后,在 200、450、550、650 和 750°C 下进行 A 钢的 1000 小时长期试验结果

### 确定 400~650°C 范围内脆化可逆性的试验

可逆性和不可逆性是各脆性状态的重要特性。

作者对 A 钢进行 1000°C/2 小时/油冷 -750°C/2 小时/油冷调质,并在淬火试样回火时,出现回火脆性的温度下,重新回火 2 小时。从图 10 可见,在各试验范围内,常温下所测得的冲击韧性数值间基本上无多大差别。这一点可能是由于在 500°C 时出现了不显著的极小值的缘故。由此可见,马氏体的分解是使淬火试样回火时出现脆化区的一个重要因素。

当我们把冲击韧性与冲击温度绘成曲线后,可证实关于临界区间内脆化过程的局部可逆性。这类曲线由两类试样中取得:一为(A 钢)1000°C/2 小时/油冷 -750°C/2 小时/油冷调质——即具有粗索氏体组织,一为用相同方法调质,并再进行 500°C/15 小时/空冷退火。后者之转变温度(冲击韧性试验时断口仍呈纯韧性的最低温度)较高(图 11)。



图 10 A 钢试样调质结果: 1000°C/2 小时/油冷 -750°C/2 小时/油冷,并在不同温度下回火 2 小时

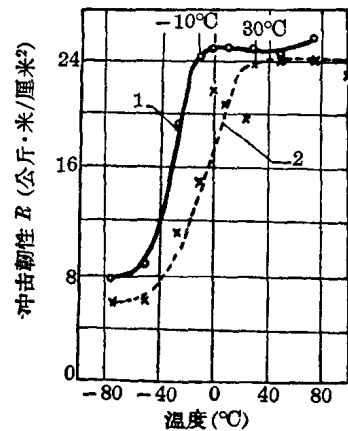


图 11 冲击韧性与冲击温度的关系  
A 钢: 曲线 1—1000°C/油冷 -750°C/2 小时/空冷。曲线 2—1000°C/油冷 -750°C/2 小时/空冷和 500°C/15 小时/空冷

### 运行温度下调质试样的机械性能变化

除 A 钢外,我们还会采用具有下列化学成分的 C 钢进行了试验: 0.13% C、0.27% Mn、0.18% Si、0.021% P、0.013% S、13.20% Cr、0.19% Ni、0.024% N。在淬火试样组织中,除马氏体外,还存在个别的块状  $\delta$ -铁素体。

钢样曾用下列几种规范进行调质:

- (1) 1000°C/2 小时/油冷 -650°C/2 小时/空冷
  - (2) 950°C/2 小时/油冷 -650°C/2 小时/空冷
  - (3) 1000°C/2 小时/油冷 -650°C/20 小时/空冷
  - (4) 1000°C/2 小时/油冷 -750°C/2 小时/空冷
- 按规范 (1) 法处理的试样在调质后会 在 350、

450 和 550°C 下退火至 1000 小时。按规范(2)~(4)处理的试样调质后仅在 450°C 退火。

试样从退火温度进行空冷。机械性能，亦即冲击韧性和硬度，以及碳化物相的含 Cr 量的试验结果列于图 12~16 中。按规范(1)处理后，未曾得到常温冲击时冲击韧性试样的纯韧性断口。冲击韧性值在 ČSN 标准规定的最小值界限 (8 公斤·米/厘米<sup>2</sup>) 上波动。也就是说，试样在这种热处理后，还处于很大的脆性状态。根据前述的长期回火试验结果，这些本是预料之中的事。然而，450°C 下的长期退火还会使冲击韧性略有降低，这在 C 钢中尤其如此 (图 13)。这正是冲击韧性试验中混合式断口经长期退火后转变成纯晶状断口的原因。

550°C 时的退火使最小冲击韧性值区域向较短的退火时间移动；经 700 和 1000 小时退火后，冲击韧性已开始显著上升。除在 550°C 时的最长退火后硬度稍有降低外，其他温度下的硬度基本上是不受时间的影响而变化。

通过降低淬火温度 (规范(2))，我们在调质后

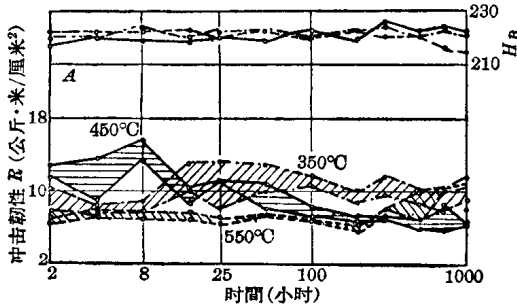


图 12 C 钢的冲击韧性和硬度：1000°C/2 小时/油冷 - 650°C/2 小时/空冷并重新进行 350, 450, 550°C 退火

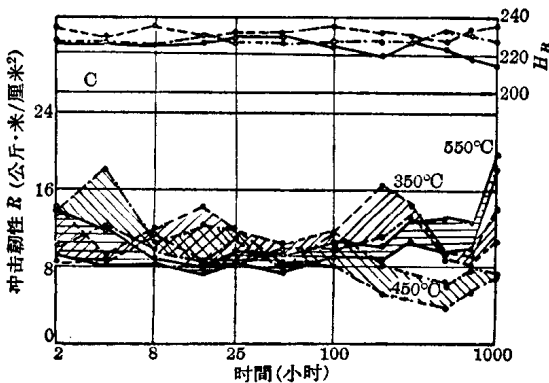


图 13 C 钢的冲击韧性和硬度：1000°C/2 小时/油冷 - 650°C/2 小时/空冷并重新进行 350, 450, 550°C 退火

得到了比前述情况下高得多的冲击韧性值 (图 14)。在冲击韧性试验的断口上，仅有狭条状的晶状断口，而其余表面上为韧性断口。但经 450°C/16 小时退火后，冲击韧性开始急剧下降，经 50 小时后，达最低值，并且在 50~1000 小时，仍保持同样低的水平上。自然，这种变化可以在冲击韧性试验断口的外观上反映出来，此时，断口表面上晶状断口所占的面积有所增大。硬度与脆化作用无关。

通过延长回火时间 (规范(3))，我们可在调质后得到高冲击韧性值——冲击韧性试验的断口呈纯韧性状。在 450°C 下继续进行退火时，退火时间一直到 50 小时，甚至到 100 小时后，冲击韧性的降低才会出现。500 小时退火后，冲击韧性值达极小值。此值较前述情况下的最小冲击韧性值为高 (图 15)。冲击韧性的变化既不会体现在硬度的变化上，也不会体现在碳化物相成分的变化上。

从 1000°C 淬火的试样经 750°C/2 小时/空冷 (规范(4)) 回火后，我们也可使冲击韧性试样得到完全韧性状态。但继续在 450°C 温度下退火后，冲击韧性不会有任何单一性的降低。在继续退火后冲击韧性值的分布范围较广 (图 16)。

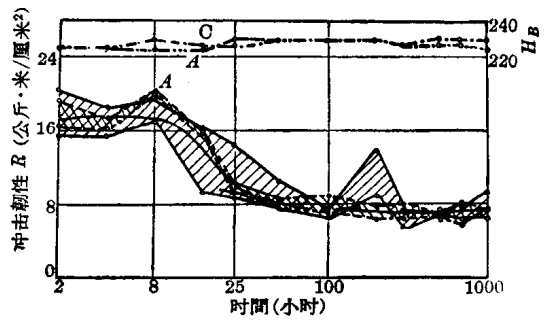


图 14 C 钢的冲击韧性和硬度：950°C/油冷 - 650°C/2 小时/空冷并重新进行 450°C 退火

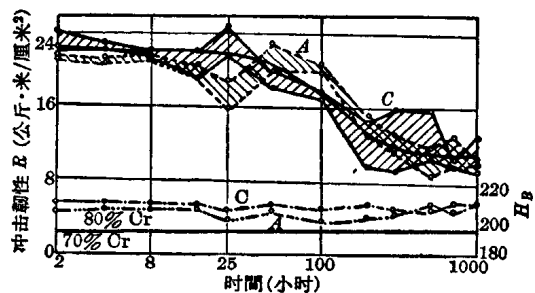


图 15 C 钢的冲击韧性和硬度：1000°C/2 小时/油冷 - 650°C/20 小时/空冷并重新进行 450°C 退火

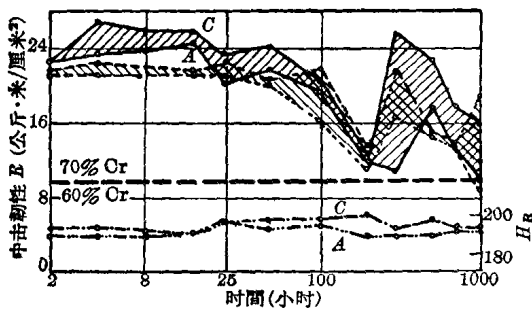


图 16 C 鋼的冲击韧性和硬度：1000°C/2 小时/油冷-750°C/2 小时/空冷并重新进行 450°C 退火

按规范(2)和(3)法进行热处理的试样采用苦味酸甲醇溶液腐蚀。在光学显微镜下，韧性试样和脆性试样间在显微组织上未发现不同。显微组织为索氏体，在上述两种情况下的原始奥氏体晶粒边界上，可以看到细的沉淀物。

识别结构钢回火脆性的金相法，常采用具有表面活性物质的腐蚀剂。我们一方面采用了加入阿谢丁(Ajatin——一种表面活性剂)的苦味酸二乙醚溶液，一面又采用了苦味酸的饱和水溶液。但是这两种腐蚀剂对试样均不起作用。也可用电解质腐蚀剂使脆性试样晶粒边界显著腐蚀。作者采用了草酸作为电解质，但是韧性和脆性试样的显微组织间无任何区别。脆化试样的晶粒边界未遭腐蚀。

### “人工时效”试验与运行温度下脆化间的关系

如果将 950°C 淬火、650°C/2 小时/空冷回火及 450°C 退火的试样的脆化倾向程度 (SNK) 以图 14 来表示：以 450°C 下退火 8 小时的冲击韧性平均值作为原始状态，并以 50~100 小时的冲击韧性平均值作为脆性状态，则可得到下列结果：

$$A \text{ 鋼: } SNK \% = \frac{R_1 - R_2}{R_1} \cdot 100 \% = \frac{17.9 - 8.1}{17.9} = 55 \%$$

$$C \text{ 鋼: } SNK \% = \frac{18 - 7.3}{18} \cdot 100 \% = 60 \%$$

对于从 1000°C 淬火和 650°C/2 小时/空冷回火的钢样也采用了类似的方法。R<sub>1</sub> 值以 2~50 小时的冲击韧性平均值代入，R<sub>2</sub> 值以 300~1000 小时的冲击韧性平均值代入。

试样经 1000°C 淬火和 750°C/2 小时/空冷回火后，在 450°C 下进行较长时间退火时，冲击韧性值的范围极宽，此时，R<sub>1</sub> 以 2~50 小时的冲击韧性平均

值代入，R<sub>2</sub> 以 450°C 下 200 小时退火后测得的冲击韧性代入。对于经各种热处理的试样，作者还进行了“人工时效”试验，并将这种方法测得的 SNK 与上述方法测得的 SNK 值进行了比较。其结果列于表 2 中。“人工时效”时的冲击韧性最小值较 450°C 下长期退火时高，而 SNK 则较后者低。虽然如此，如果在 450°C 时进行各种规范的热处理后结果较差，则“人工时效”方法时的结果也较差。

表 2 A 和 C 鋼按不同方法热处理后的冲击韧性和 SNK (%)

热处理方法	鋼	冲击韧性平均值 R <sub>1</sub>	450°C 时的脆化		SNK (%)	人工时效	
			R <sub>2</sub> 平均值	R <sub>2</sub> 最小值		时效后的 R 值平均值	SNK (%)
950°C/油冷-650°C/2 小时/空冷	A	18	7.3	5.5	60	11.5	11.3
	C	17.9	8.1	5.5	55	10.4	7.8
1000°C/油冷-750°C/2 小时/空冷	A	23.8	12.8	8.8	40	17.6	16.3
	C	21.4	12.2	9.8	48.3	21.2	20.8
1000°C/油冷-650°C/20 小时/空冷	A	20.7	11	8.6	43.5	15.1	14.6
	C	21.9	11.6	9	48	18.5	18.3

450°C 时的脆化和“人工时效”试验的关系也可从图 17 中得到证实。图中的曲线 A 表示经 1000°C/油冷-650°C/4~8~25 小时热处理后，在常温下测得的冲击韧性；曲线 A' 为“人工时效”前，经上述同样方法热处理的冲击韧性。曲线 B 和 B' 为硬度的变化。

因此，采用“人工时效”试验来鉴别材料的脆化，是较为有利的办法。但其结果往往在很大程度上取

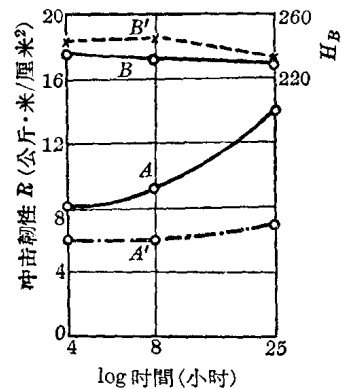


图 17 长期退火后的脆化与“人工时效”后的脆化间的关系

A—1000°C/油冷-650°C/4~8~25 小时热处理后的冲击韧性；

A'—经上述热处理和“人工时效”后的冲击韧性；B 和 B'—硬度 H<sub>B</sub>。

决于这一試驗所进行的方式，从变形时的材料塑性流变来看，尤其是与缺口的位置有关。也就是說，可将上述方法看作参考性試驗，并优先采用脆化状态下测得的绝对值  $R$ 。

从取得不同脆化潜伏期的角度来看，采用其他短期試驗(例如 500°C/15 小时/空冷調质)是不适宜的。

## 結果分析

1. 淬火試样回火时产生的脆性分界綫是两种同时进行或仅具少許相位差的轉变过程的結果。第一种过程是由于马氏体的分解而产生的碳化物的析出和聚集，当然，这种碳化物的析出和聚集不仅影响动态机械性能，而且也影响静态机械性能(硬度、强度)。其动力学在各种炉号間，无基本差别，因此，温度区間一般上不显示出来。这是一种不可逆过程，因为其效应不会在調质状态下出现；其作用在淬火鋼回火时，极强烈，往往使第二种过程的作用被掩盖掉。

回火試样脆化的第二个过程的主要特点是，它的影响仅在冲击韌性試驗中才表现出来。这是一个可逆过程。因为調质試样經 450°C 长期退火时的脆化均具有相同的特征，所以作者认为两种情况下的脆化过程的本质相同。确定第二个脆化过程的原理是一个复杂的問題。

当然，如所熟知，铁素体和半铁素体高铬鋼都有脆性倾向，根据其所得最明显的温度，称为“475°C 脆性”。直到 1956 年 R. Pospíšil 才在他的专题論文中提出了关于其本质的特征和各种见解的概况。机械性能方面脆化的特征表现为：硬度、强度和屈服极限的上升及延伸率、断面收縮率和冲击韌性的降低。近年来，曾发表了解释这种脆化本质的著作。其共同特点是认为：在铁素体晶內进行的各种过程对晶粒边界所进行的各种过程有害。R. O. Williams 和 H. W. Paxton 认为在这些温度下，会从铁素

体固溶体中析出高铬量的微粒，这些微粒并不失去其与基体固溶体間的共格性。也許可以引用一下 Ed. Houdremont 在討論 W. Köster 和 A. V. Kienlin 观点时的一句話：“虽然关于铁铬合金的脆化至今还未定論，但是，关于这一现象至少基本上已得到了明确”。

下列事实不允許我們將 AK<sub>1</sub> 鋼的脆化与铁素体铬鋼的脆性联系起来：我們所采用的是索氏体鋼，无  $\delta$ -铁素体或仅含少量  $\delta$ -铁素体，即在固溶体内具有低得多的含 Cr 量。这种发现正說明了脆化并不和硬度的变化一起产生。

因此，从特征上来讲，第二种脆化过程似乎接近結構鋼的“回火脆性”，虽然这里是有些不同的。但是，因为回火脆性的实质至今还不清楚，关于回火脆性的现象已知道了 50 多年，但是目前还不能对我們观点的正确性加以証实。

我們曾在文章中提出，550°C 时的析出过程会使 AK<sub>1</sub> 鋼中出现針状相，在結晶学上认为是氮化物。为了証实析出过程是否与这些鋼的脆化相符，还需进行許多工作。

2. 对調质試样在 450°C 时脆化的动力学的确定，具有实际意义。除去个别的情况外，汽輪机設計师所要求的冲击韌性在脆性状态下从未降至 4 公斤·米/厘米<sup>2</sup> 以下。常温下对冲击韌性的測定对冲击韌性本身來說，条件最差，而材料根本不可能在这种条件下运行，因为这些材料大多数在較高的温度下工作，而高温时的冲击功是較高的。根据这些結果，就沒有理由把經鍛压加工的 AK<sub>1</sub> 鋼的脆化认作为危險的现象。

因为在长期退火后的脆性状态下，其冲击韌性值最低，所以将 AK<sub>1</sub> 鋼回火到尽可能低的硬度，即回火到极粗索氏体組織是适宜的。

(郭本煌譯自《Hutnické listy》1961 年  
16 卷 2 期 129~135 页 赵鄂官校)

# 3X13 鋼制螺旋彈簧

[苏联] A. Л. Селяво 等

## 前 言

在文献[1~3]中,对 3X13 鋼的坯料及零件,推荐采用各种温度的热处理规范,淬火温度为 980~1050°C,回火温度为 150~600°C。但是,文中还没有说明这种鋼在制造彈簧时的热处理规范。

作者用电炉鋼厂«Электросталь»出品的,直径为 16~25 毫米 3X13 鋼(0.26~0.31% C, 12.05~13% Cr)軋制的棒料制成标准試棒进行机械性能試驗,并按常规方法<sup>[4]</sup>測定其物理性能。

运用了文献[5]所記載的分析解离碳化物方法、X光結構分析仪、金相分析仪、电子显微鏡分析和物理方法,来研究鋼中相的組成和組織轉变。同时采用了下列方法对彈簧进行了松弛应力試驗:将彈簧( $D_{平均}=20$ 及 22 毫米, $d=2$ 毫米, $t=8$ 及 6 毫米, $H=53$ 毫米, $n=10$ 及 8)用强力的夹具压制着,然

后放在試驗温度中。由于夹具的强压力,彈簧在試驗时都留下了永久变形。

彈簧应在初应力比鋼比例极限的松弛应力低的条件下进行試驗。否則就会处在塑性变形的作用下。經過放置  $t$  小时后,按文献[6]上刊登的方法来測定彈簧的残余应力  $\tau_t$ 。

## 試驗結果

### 淬火温度对鋼的組織和机械性能的影响

淬火的加热温度及冷却介质显著地影响鋼的强度性能及冲击韌性(表 1)。表 1 的数据表明,淬火温度从 950°C 提高到 1050°C,随着拉伸时强度性能( $\sigma_b, \sigma_{0.2}, \sigma_p$ )提高的同时,还提高了在油中淬火鋼的冲击韌性——从 4 提高到 5.5 公斤·米/厘米<sup>2</sup>;但是在空气中淬火的試样,却从 4.3 降为 2.7 公斤·米/厘米<sup>2</sup>。

表 1 3X13 鋼机械性能和淬火温度及冷却介质的关系

淬 火		回 火		$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_p$	$s_k$	$\delta$	$\psi$	$a_k$
温 度 (°C)	冷却介质	温 度 (°C)	保温時間 (小时)	公斤/毫米 <sup>2</sup>				%		公斤·米/ 厘米 <sup>2</sup>
950	油	400	2	148	130	122	210	12.5	48	4.0
	空气			144	129	120	210	11.5	48	4.3
1000	油	400	2	170	136	120	255	13.5	50	4.3
	空气			171	143	126	250	14	49	4.5
1050	油	400	1	172	140	120	280	15	56	5.5
	油		2	170	139	120	280	14	57	5.5
	油		5	172	144	123	280	15.5	54	6.0
	空气	400	1	175	139	118	280	15	54	1.3
	空气		2	173	140	118	280	14	53	2.7
	空气		5	174	141	117	275	13	51	3.5

由此表可见,在 1050°C 淬火油冷时,鋼具有最好强度和冲击韌性的配合。以下的試驗均采用这一淬火规范。

淬火后試样的碳化物分析表明:若將試样放在

盐浴中,于 1050°C 时加热 10 分钟还不足以將鉻碳化物完全溶解。在这样的淬火条件下,淬过火的鋼中保留着未溶的鉻碳化物即呈立方晶格的  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , 还有三斜晶格的  $(Cr, Fe)_3C_2$ 。它表明在

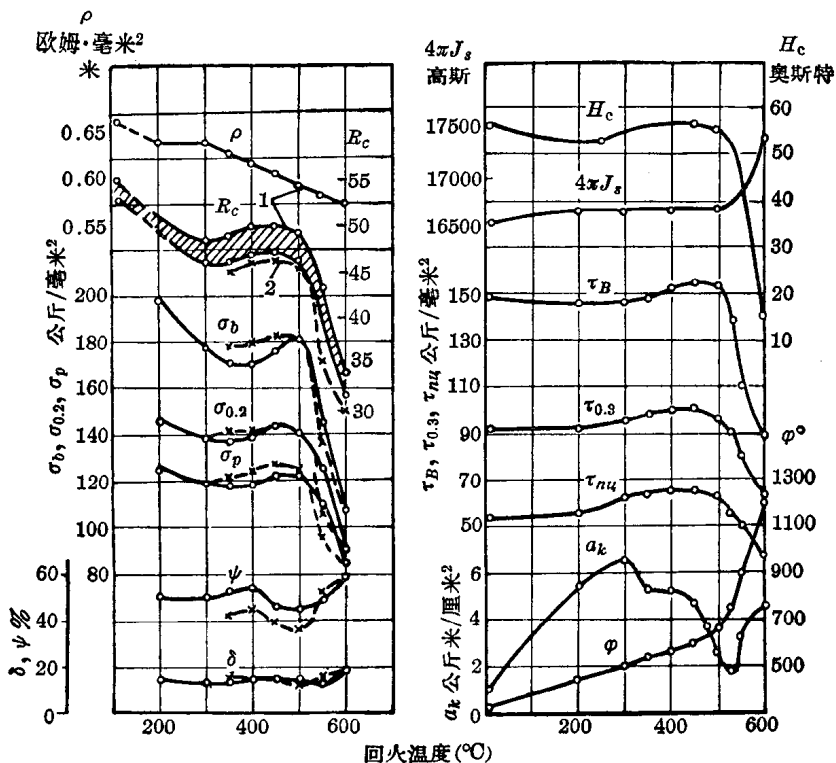


图1 3X13 鋼物理机械性能与回火温度的关系

1—从1050°C 淬火油冷,回火1小时,空气中冷却;  
2—同上,然后再在400°C 时时效300小时,空气中冷却

碳化物相中还含有铁。淬火温度从 950°C 提高到 1050°C 对鋼在 300°C 和 350°C 时的抗松弛性实际上并不影响。

### 回火对鋼的組織和物理机械性能的影响

回火温度对鋼的組織和性能的影响是将試样經 1050°C 淬火(油冷),并回火1小时(空冷)进行試驗的。回火后相和組織的分析資料,以及物理-机械試驗数据列于图1~4上。

回火温度提高到 500°C 时,仍保持马氏体組織,并带有少量残余奥氏体和淬火时未溶的铬碳化物。

在低于 500°C 时回火后,从马氏体中析出了相当数量的富铬渗碳体型碳化物  $(Fe, Cr)_3C$  (参看图2,a),所得的数据与文献[7~10]上的結果相同。随着这些富铬碳化物的析出,其抗松弛性也有增加,从图2曲线还可以看出在 450~500°C 时回火,渗碳体型碳化物析出的数量最多,如继续提高回火温度,它的数量反而减少。而在温度超过 470°C 时,在  $\alpha$  固溶体内还析出三斜晶格的铬碳化物  $(Cr, Fe)_7C_3$ ,因而使鋼有二次硬化的现象。

用电子显微镜观察得出(图3及图5),渗碳体

型碳化物是以弥散的,厚度小于  $10^{-5}$  毫米的小薄片形式析出。

在 500°C 和高于 500°C 的回火中,3X13 鋼中残余的奥氏体发生了分解(图1)。由于組織起了变化,使鋼发生剧烈的軟化。当回火温度超过 550°C, 剧

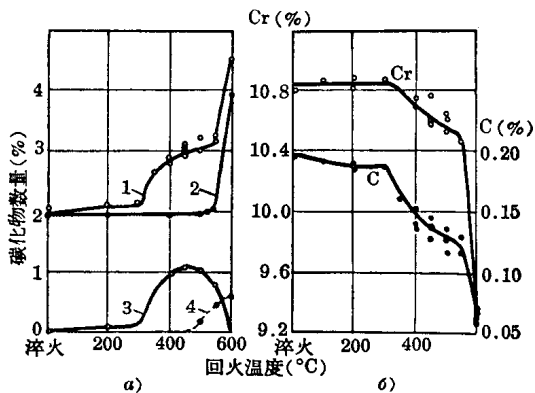


图2 回火温度与 3X13 鋼內碳化物相数量的关系(a), 以及与固溶体内碳和铬含量的关系(b)

1—碳化物总量; 2— $(Cr, Fe)_{23}C_6$ ;  
3— $(Fe, Cr)_3C$ ; 4— $(Cr, Fe)_7C_3$ (从1050°C 淬火油冷,回火1小时,空气中冷却)

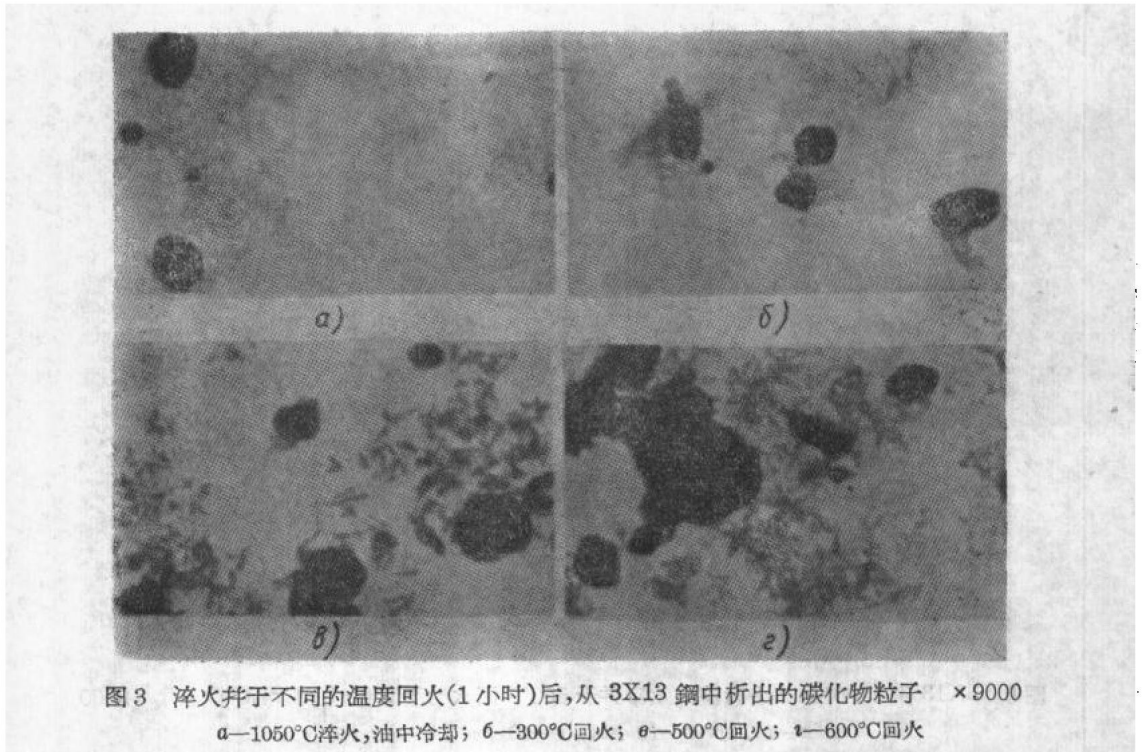


图3 淬火并于不同的温度回火(1小时)后,从3X13鋼中析出的碳化物粒子 ×9000  
 a—1050°C淬火,油中冷却; b—300°C回火; c—500°C回火; d—600°C回火

烈地析出了立方晶格的铬碳化物  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ , 这样就使固溶体中碳和铬的浓度急剧地减低(图2, b)。随着渗碳体型碳化物数量的增多, 以及  $\alpha$  固溶体中碳和铬浓度的减低, 使鋼的抗松弛性提高(图4)。

試驗表明, 经过 450°C 和 500°C 回火后, 可以相应地获得在 300°C 和 350°C 时的最大松弛应力。

根据已得的数据可以得出结论, 回火时渗碳体是影响鋼强度的主要碳化物相。特殊的铬碳化物, 在这方面只有次要的意义, 仅当高温回火时, 渗碳体溶入  $\alpha$  固溶体中而不再起强化相效果时, 才能起作用。

看来, 由于弥散铬碳化物的析出, 引起了鋼在 475~550°C 回火时的回火脆性。

在 450°C 时回火, 回火时间对机械性能影响的試驗結果表明(表 2), 保温 15 分钟的鋼获得的冲击韧性和抗松弛性较高(抗松弛性是根据  $\tau_0 = 40$  公斤/毫米<sup>2</sup>; 并在 350°C 时保温 100 小时后  $\tau_2$  的值来确定的)。但是更稳定的硬度值、冲击韧性值和抗松弛性, 只有在回火 1 个小时后, 才能得到。如将回火时间继续增加到 1~5 小时, 鋼的性能实际上不再改变。

500°C 时回火的試驗表明(表 3, 图 5), 在这温度时, 渗碳体是不够稳定的。

保温 10 小时后, 渗碳体开始溶解, 保温 100 小

时后, 它的顆粒完全弥散, 在 X 光照片上可看出渗碳体的线条已完全消失。

試驗表明这种鋼在淬火回火后, 如长时期地使用, 在温度 400°C 时, 鋼的組織也是相当稳定, 这已被下列試驗所证实: 即以 350~600°C 回火 1 小时后, 并在 400°C 时, 补充 300 小时的时效, 鋼的机械性能实际上不再起变化(参看图 1)。

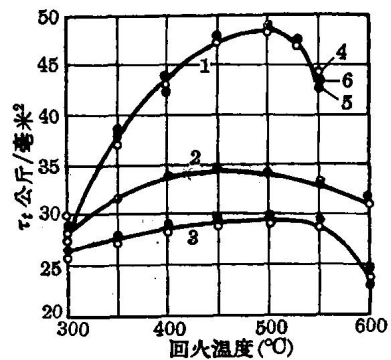


图4 3X13 鋼松弛稳定性与回火温度的关系

- 1—350°C; 300 小时;  $\tau_0 = 55$  公斤/毫米<sup>2</sup>;
- 2—300°C; 100 小时;  $\tau_0 = 35$  公斤/毫米<sup>2</sup>,
- 預压 300°C; 30 分钟;  $\tau = 40$  公斤/毫米<sup>2</sup>;
- 3—350°C; 100 小时;  $\tau_0 = 30$  公斤/毫米<sup>2</sup>,
- 預压 350°C; 30 分钟;  $\tau = 35$  公斤/毫米<sup>2</sup>;
- 4—1050°C 淬火油冷;
- 5—1000°C 淬火油冷;
- 6—950°C 淬火油冷



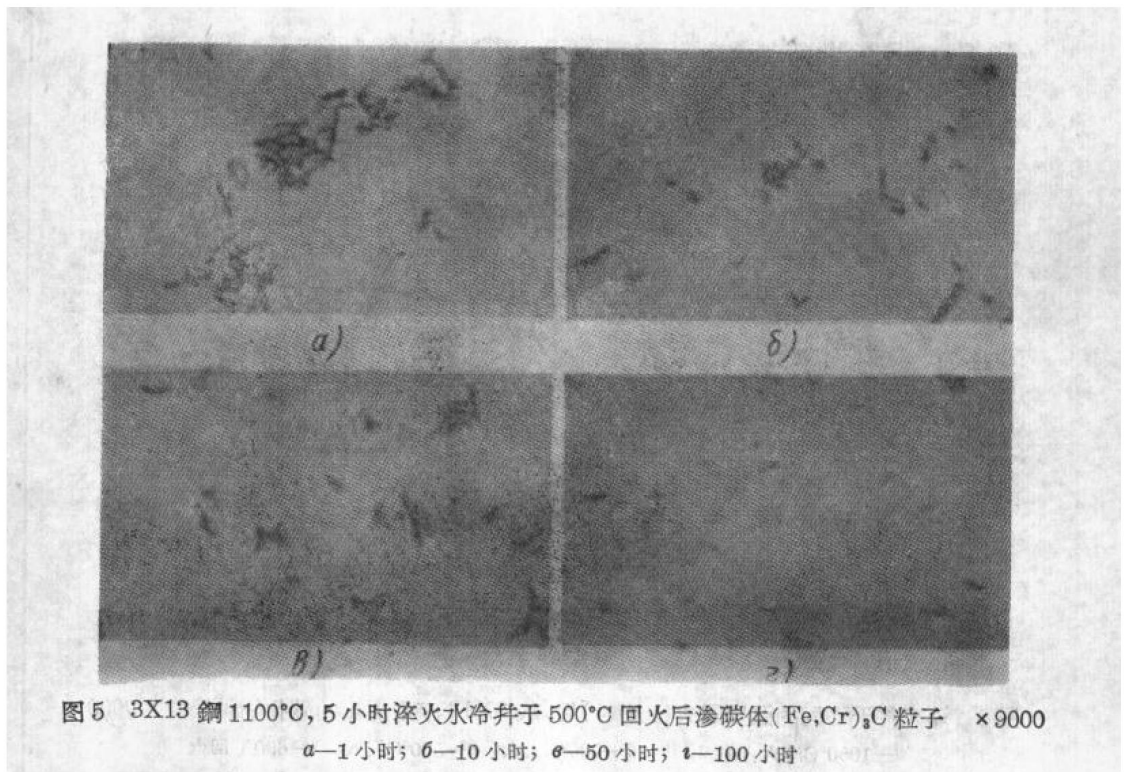


图5 3X13 鋼 1100°C, 5 小时淬火水冷并于 500°C 回火后渗碳体  $(Fe, Cr)_7C_3$  粒子  $\times 9000$   
a—1 小时; b—10 小时; c—50 小时; d—100 小时

表2 3X13 鋼机械性能与 450°C 回火时间的关系(淬火 1050°C 油冷)

回火时间	$H_{20}$	$a_k$ (公斤·米/ 厘米 <sup>2</sup> )	弹簧經 100 小时的压缩 后相对变形 量(%)
淬火后	55	0.7	20
15 分钟	46	5.0	4.5
30 分钟	44	5.45	4.2
1 小时	44	5.7	3.6
3 小时	—	—	3.5
5 小时	44	6.0	3.5

表3 3X13 鋼碳化物沉淀与回火时间关系的相分析

	碳化物中元素含量 (对于溶解了的金属重量)(%)		
	Fe	Cr	碳化物沉淀物的 X光结构分析
淬火, 1100°C, 5 小时, 水冷	0.11	0.03	极微弱的线, 不能 辨认
淬火+回火, 500°C, 1 小时, 空气中冷 却	1.25	0.28	$(Fe, Cr)_7C_3$
同上, 回火 10 小时	1.30	0.40	同上, 线模糊
同上, 回火 50 小时	1.30	0.61	同上
同上, 回火 100 小时	0.80	1.37	线消失

## 結 論

1. 試驗証明, 淬硬的 3X13 鋼在 300~500°C 温度范围内回火, 使  $\alpha$  相(马氏体)分解, 使铬碳化物  $(Fe, Cr)_7C_3$  以厚度小于  $10^{-5}$  毫米的薄片形式弥散析出。

回火时(在 470°C 或高于 470°C 时)铬碳化物  $(Cr, Fe)_7C_3$  的析出加强了鋼的弥散硬化过程, 而使鋼有二次硬化的现象。

2. 3X13 鋼在 475~550°C 的回火脆性, 看来是由于弥散地析出铬碳化物  $(Cr, Fe)_7C_3$  的缘故。

3. 試驗証明, 保証 3X13 鋼最高抗松弛性的回火温度取决于松弛試驗温度。松弛試驗温度若从 300°C 提高到 350°C, 则最适宜的回火温度是从 450°C 提高到 500°C。

4. 铬鋼 3X13 的最大抗松弛性是与固溶体和渗碳体  $(Fe, Cr)_7C_3$  的热稳定性相对的, 也就是与其組織状态有关。看来主要是取决于起着阻碍位错运动的障碍物作用的  $\alpha$  相相界面和碳化物的弥散顆粒的总分布情况。

5. 3X13 鋼制的圆柱形螺旋压缩弹簧, 最适宜的热处理规范推荐如下:

淬火 从 1000°C~1050°C 油冷,

(下轉第 22 页)