

善されるようである。

金属組織との関連を見るとパーライト量は当然硬さに比例している。しかし島状パーライト巾と隣接するパーライト中心間距離は旋削速度20~50m/minの旋削抵抗主分力に影響を与えているように思われる。

さらに旋削工具寿命に与える金属組織の影響は上記と若干ことなり島状パーライト巾の微細な  $L_5$ ,  $L_1$ ,  $L_4$  に工具寿命の優位が見られた。また Al 脱酸における酸素量ひいては B 系介在物が多く硬さも高い  $L_2$  においては工具寿命でとくに高速側の劣化がうなづける。極軟鋼の S10C および含 Ni 低 Cr で軟靱性の  $L_6$  は工具寿命に構成刃先の影響が不利に作用しているとみられる。

被穿孔性と組織の関係はあまり明瞭でないがむしろ組織より総合的に見て Ni, Cr など成分の影響に上記同様な傾向がみられる。

切屑平均せん断角は高旋削速度域でパーライト量20%位までの範囲においてパーライト量と直線に近い関係を示したが以後の増加はほとんど見られなかった。

以上に得られた被削性に関する結果においては  $L_1$  がたまたま P, S ともに多く含有されており、これらの元素の被削性への影響がかなり大きくきいていることも頭において考える必要があるが、同一 Ni, Cr および金属組織は被削性を表記する因子にかなり影響をおよぼしていることが判明した。

#### 文 献

- 1) 例えば大沢: 機械と工具, 7 (1963) 4, p. 71
- 2) 倉部, 荒木, 吉松: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 562
- 3) 荒木: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 353
- 4) 竹山: 機械試験所報告, 31号 (1959), p. 14
- 5) P. L. B. OXLEY, W. B. PALMER: Proc. Instn. Mech. Engrs, 173, 24 (1959), p. 623

669.15-194:621785.78.011

1620.186.82:669.4

### (167) 低炭素鋼の焼入時効, 応力時効, 結晶粒度におよぼす鉛の影響

金属材料技術研究所 工博 荒木 透  
山陽特殊製鋼 ○小柳 明

Effect of Lead on the Quench-Ageing, Stress-Ageing and Grain Size Characteristics of Low Carbon Steels.

Dr. Toru ARAKI and Akira KOYANAGI.

PP2022~2025 I. 緒 言 No.64-29

鉛は低炭素鋼の加工硬化とその後の歪時効を緩和する傾向があることは前報<sup>1)</sup>で述べたが加工歪を伴わない焼入時効や加工歪と時効が同時の応力時効などについてはまだ明らかでない。結晶粒度については WEAVER<sup>2)</sup>は中炭素鋼に鉛を添加すればオーステナイト ( $\gamma$ ), フェライト ( $\alpha$ ) 粒度とも微細化することを認め、浅田ら<sup>3)</sup>は SCr4 に鉛を加えると昇温による  $\gamma$  粒の成長が無鉛のものより少ないとしているが低炭素鋼の  $\gamma$ ,  $\alpha$  粒度についてのデータはない。

本報では同一溶解の低炭素鋼に鉛を加えたものと加えないものについて  $A_1$  点直下よりの焼入時効およびその

後の歪時効, 青熱脆性域での応力時効, 高温浸炭による粒度測定などの諸実験を行なつてこれら諸現象におよぼす鉛の影響を調査した。

#### II. 供試材ならびに実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。  $L_2$ ,  $L_F$  は塩基性アーク炉の 4 t, 1.5 t 鋼塊, H グループは 30 KVA 高周波炉で中性雰囲気溶製の 7 kg 鋼塊, A グループは 150 kg 高周波炉溶製の 30 kg 鋼塊, B グループは同じ炉の 50 kg 鋼塊, C グループは 1 t 高周波炉溶製の 200 kg 鋼塊, これら鋼塊をそれぞれ鍛造, 圧延してえられた 20~22 mm  $\phi$  材に 900°C 焼準を施し所要試片を削り出した。

焼入時効は H グループ 16 mm  $\phi$  × 16 mm の 900°C 1/2 hr 焼準材を 630°C 1 hr 水焼入後 50°C で 1 hr ごとに 3 hr 時効し主として窒素による焼入時効を調べた。また H, C グループの 16 mm  $\phi$  × 16 mm 900°C 1/2 hr 焼準材を 680°C 1 hr 加熱水焼入後 50°C で 4 hr まで時効し窒素, 炭素による焼入時効を調べた。無鉛  $B_4$ , 含鉛  $B_5$  の 16 mm  $\phi$  × 20 mm 900°C 1 hr 焼準材については 680°C 2 hr 加熱水焼入後 100°C で 5 min ~ 2 hr 時効し硬度変化を調べた同様に焼入したものを 200°C で 5 min ~ 3 hr 時効してその硬度変化を求めた。

焼入時効後の歪時効は B グループ 16 mm  $\phi$  × 100 mm 900°C 1 hr 焼準材を 700°C 1 hr 加熱水焼入したままのものおよびこれを 200°C 1/2 hr 時効したものから平行部 6 mm  $\phi$  × 30 mm のクリープ試験片を削り出し 1.5 t クリープ試験機を用いて常温で ~5% 伸びを与えその後 300°C での歪時効による中心部硬度変化を比較した。A グループについてもこれと同様の実験を行ない含鉛の影響を調べた。

応力時効については B グループ 16 mm  $\phi$  900°C 1 hr 焼準材より上述の寸法のクリープ試験片を採取し同試験機を用いて常温, 200°C, 300°C で 40 kg/mm<sup>2</sup>, 400°C では 35 kg/mm<sup>2</sup> の応力をかけながら時効した。500°C では 25 kg/mm<sup>2</sup>, 600°C では 15 kg/mm<sup>2</sup> の応力をかけて短時間ラプチャ試験を行ないラプチャ特性, 再結晶挙動と鉛の関係を検討した。

結晶粒度は各グループの含鉛, 無鉛の 18~20 mm  $\phi$  焼準材より長さ 20 mm の浸炭試片を採取し 925°C × 6 hr, 1000°C × 5 hr, 1100°C × 4 hr, 1200°C × 3 hr の固体浸炭を行ない浸炭層の  $\gamma$  粒度, コア部の  $\alpha$  粒度を測定比較し別に 900°C 1 hr 焼準時の  $\alpha$  粒度も測定して含鉛の影響を調査した。

#### III. 実験結果ならびに考察

##### 1) 焼入時効

H グループ焼準材の 630°C 水焼入後 50°C 時効, H グループ, C グループ焼準材の 680°C 水焼入後 50°C 時効による硬度変化を Table 2 に示す。630°C 1 hr 加熱では窒素は殆んど  $\alpha$  に固溶すると考えられるが, 炭素は固溶不十分のため焼入後の 50°C 時効では窒素の影響が大きいと考えられる。含鉛  $H_3$ , 無鉛  $H_1$  が硬化大で鉛の影響は特に認められない。680°C 加熱では炭素も十分固溶するので 50°C での焼入時効硬化は 630°C 加熱の場合より大きい。しかし傾向は 630°C の場合とよく

Table 1. Chemical analysis of specimens.

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Pb	Sol. Al	N
L <sub>2</sub>	0.15	0.25	0.50	0.010	0.009	0.18	0.08	0.15	—	0.020	0.008
L <sub>F</sub>	0.14	0.26	0.53	0.011	0.025	0.17	0.08	0.06	0.23	0.018	0.008
H <sub>1</sub>	0.09	0.20	0.52	0.010	0.019	0.08	0.03	0.04	—	0.010	0.009
H <sub>2</sub>	0.10	0.22	0.57	0.010	0.020	0.08	0.03	0.04	0.07	0.012	0.007
H <sub>3</sub>	0.10	0.25	0.59	0.010	0.019	0.08	0.03	0.04	0.12	0.015	0.007
H <sub>4</sub>	0.09	0.26	0.58	0.010	0.017	0.08	0.03	0.04	0.14	0.015	0.007
A <sub>1</sub>	0.15	0.34	0.56	0.018	0.039	0.18	0.11	0.10	—	0.096	0.010
A <sub>3</sub>	0.14	0.33	0.54	0.018	0.039	0.18	0.11	0.10	0.12	0.094	0.010
B <sub>0</sub>	0.09	0.40	0.57	0.017	0.038	0.18	0.11	0.10	—	0.008	0.008
B <sub>4</sub>	0.09	0.41	0.55	0.017	0.038	0.18	0.11	0.10	—	0.007	0.008
B <sub>5</sub>	0.09	0.37	0.53	0.017	0.038	0.18	0.11	0.10	0.20	0.008	0.008
C <sub>1</sub>	0.07	0.08	0.44	0.015	0.012	0.08	0.03	0.03	—	0.028	0.008
C <sub>2</sub>	0.07	0.09	0.43	0.014	0.011	0.08	0.03	0.03	0.18	0.030	0.008

Table 2. Quench-aged hardness of leaded and non-leaded specimens.

Steel No.	Temp. of W. Q.	Hardness (Hv 10 kg)				
		As quenched	50°C×1 hr	50°C×2 hr	50°C×3 hr	50°C×4 hr
H <sub>1</sub>	630°C×1/2 hr	138.5	144	142	141	—
H <sub>2</sub> (leaded)	"	131	134	134.5	137	—
H <sub>3</sub> ( " )	"	138.5	152	142	140	—
H <sub>4</sub> ( " )	"	133	142	137.5	137.5	—
H <sub>1</sub>	680°C×1 hr	158.5	184.5	185	—	185.5
H <sub>2</sub> (leaded)	"	147.5	149	156.5	—	161
H <sub>3</sub> ( " )	"	165.5	182.5	187.5	—	189
H <sub>4</sub> ( " )	"	157.5	167	167	—	171.5
C <sub>1</sub>	"	150	176.5	176	—	178.5
C <sub>2</sub> (leaded)	"	124.5	127.5	134.5	—	135.5

Table 3. Grain size number of leaded and non-leaded specimens, carburized or normalized.

Steel No.	925°C×6 hr		1000°C×5 hr		1100°C×4 hr		1200°C×3 hr		900°C×1 hr A.C.	
	$\gamma$	$\alpha$	$\gamma$	$\alpha$	$\gamma$	$\alpha$	$\gamma$	$\alpha$	$\alpha$	
L <sub>2</sub>	3.7	7.8	1.7	3.3	2.1	4.1	—1.0	4.2	9.8	
L <sub>F</sub> (leaded)	5.4	5.2	4.6	4.0	3.4	4.9	4.4	5.5	9.0	
H <sub>1</sub>	1.5	4.6	2.2	4.5	2.1	4.6	1.5	4.3	7.1	8.1
H <sub>2</sub> (leaded)	1.7	4.7	2.7	5.1	1.8	4.7	1.3	4.3	7.4	8.7
H <sub>3</sub> ( " )	1.8	5.4	2.4	5.0	2.1	5.3	1.8	4.8	7.6	8.5
H <sub>4</sub> ( " )	2.6	4.8	3.3	5.2	2.1	5.0	2.0	4.1	7.8	9.0
A <sub>1</sub>	1.9	3.7	3.4	2.9	1.4	4.1	—0.6	4.0	9.2	
A <sub>3</sub> (leaded)	3.2	3.6	4.6	4.2	4.2	3.7	1.2	4.9	8.1	
B <sub>0</sub>	2.0	5.5	2.6	5.6	2.6	5.7	2.2	5.6	8.7	7.5
B <sub>4</sub>	1.1	5.4	1.9	5.8	1.3	5.2	1.5	4.7	8.5	8.2
B <sub>5</sub> (leaded)	2.4	5.3	3.7	5.8	2.3	5.2	2.1	4.9	8.3	7.8
C <sub>1</sub>	1.8	5.5	1.7	3.8	1.6	3.3	—1.0	4.8	6.8	
C <sub>2</sub> (leaded)	5.5	6.0	6.2	5.9	5.6	3.1	1.1	3.7	7.8	

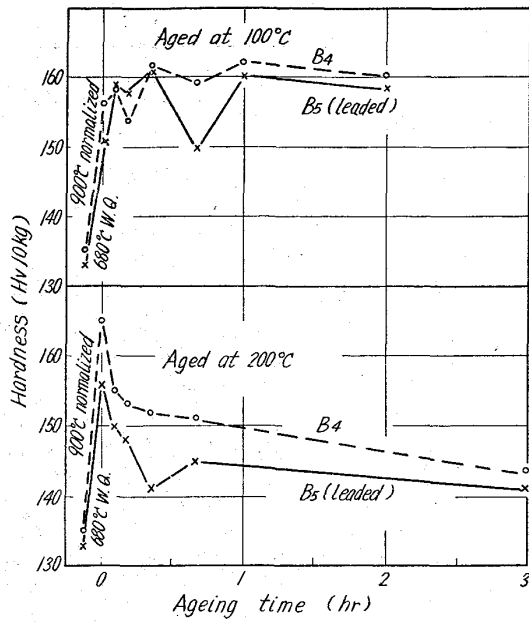


Fig. 1. Relation between hardness and ageing time, ageing temperature of leaded and non-leaded low carbon steels, quenched from 680°C.

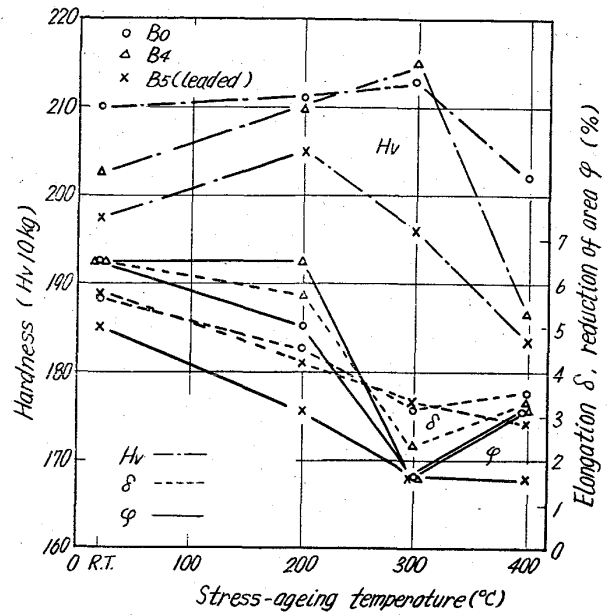


Fig. 3. Relation between hardness, ductility and temperature on the stress-ageing of leaded and non-leaded low carbon steels.

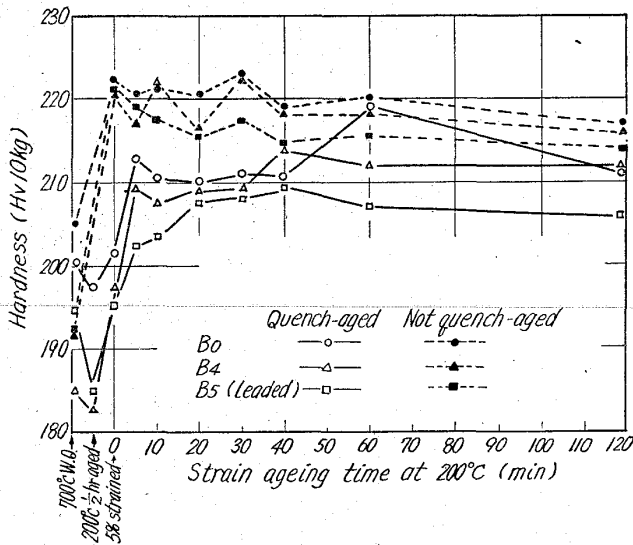


Fig. 2. Relation between hardness and strain-ageing time of leaded and non-leaded specimens, quench-aged or not quench-aged.

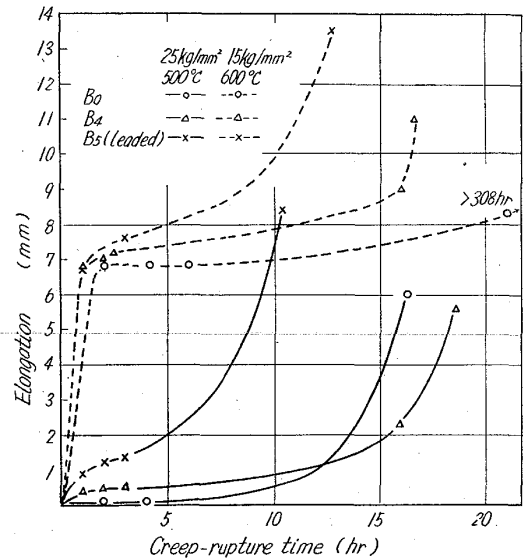


Fig. 4. Relation between elongation and creep-rupture time of leaded and non-leaded low carbon steels.

似ておりHグループでは含鉛の影響は認められず焼入時の硬化大のものは長時間時効硬度が大きい。

Fig. 1 は含鉛 B<sub>5</sub>、無鉛 B<sub>4</sub> の焼準材を 680°C で水焼入後 100°C および 200°C で時効した時の硬度変化を示す。いずれも焼入時の硬度は B<sub>5</sub> の方が低く 100°C 時効ではわずかに硬化の傾向があるが 200°C では過時効となり硬度は低下する。

2) 焼入時効後の歪時効

Fig. 2 は B グループ焼準材を 700°C 水焼入後 200°C で時効したものとししないものについてクリープ試験機を

用い 5% の歪を与えその後の 200°C での歪時効硬化を比較したものである。焼入時効したものはしないものに比し歪を与えた直後(常温時効を含む)の硬化も少なく 200°C での歪時効速度も遅い。焼入のままのものは炭素、窒素の固溶量が最大であるからその後の引張りにより生ずる転移への溶質原子の移動ならびに転位近傍での局部的富化、微細析出が短時間で歪時効速度が早くなると思われる<sup>4)</sup>。この場合は含鉛 B<sub>5</sub> の方が無鉛 B<sub>0</sub>、B<sub>4</sub> より歪時効硬度は低い。

A グループで行なった同様の実験(ただし歪時効温度は 300°C)では焼入時効したものの方が歪時効速度が遅

いのは同傾向であるが焼入時の硬度や与えた歪のバラツキのため必ずしも含鉛の影響は明瞭には認められなかつた。

#### 3) 応力時効 (短時間クリープラプチャ試験)

Fig. 3, Fig. 4 に B グループの常温から 600°C までの各温度で行なつた応力時効の結果を示す。常温から 400°C までの 308 hr の応力時効では伸びは大差ないが絞り、硬度は含鉛によりわずかに低下している。500°C, 600°C での短時間ラプチャ試験では明らかに含鉛により破断時間は短くなり破断時の伸び、絞りは向上する。クリープ現象は歪による硬化と温度が高いため軟化(結晶の回復と再結晶)の組み合わせで後者が前者より大きければクリープ速度は増加する。500°C, 600°C での含鉛による破断時間の減少や伸び、絞りの向上は再結晶が無鉛のものより促進されるためと考えられる。前報<sup>5)</sup>の昇温引張試験で認められた 550°C での含鉛による延性の回復向上もこれを裏付けるものであろう。

#### 4) 結晶粒度

Table 3 に含鉛、無鉛各試料の 925°C~1200°C での浸炭による  $\gamma$  粒度, コア部の  $\alpha$  粒度, 900°C 焼準による  $\alpha$  粒度を示す。

$\gamma$  粒の成長を阻止する析出物のうち AlN はその効果が大いだが小池ら<sup>6)</sup>は Al% の少ない場合は鋼中 SiO<sub>2</sub> の析出が多くなりこれは AlN より高温で安定なため 1200°C 前後での  $\gamma$  粒の成長は少ないことを認めている。Al% の少ない H, B グループはその傾向にあるが、含鉛材はやや細粒である。同じく Al% の少ない L グループの含鉛 L<sub>F</sub> が無鉛 L<sub>2</sub> より  $\gamma$  粒の成長が相当少ないのは鉛粒もその成長阻止にあつてついていることを示す。Al% の多い A, C グループでは 1200°C での粗粒化が甚しい。これは析出 AlN が多く 1200°C でまだ固溶しつつあることを示すが含鉛 A<sub>3</sub>, C<sub>2</sub> は無鉛 A<sub>1</sub>, C<sub>1</sub> より成長が少なく鉛の成長阻止作用によるものと考えられる。

$\alpha$  粒度は変態際の冷却速度, AlN その他微細な非金属介在物などの析出, 分布状態に左右されると考えられるが H, C グループのように不純物, 非金属介在物の少ない場合は微粒鉛が  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態際の  $\alpha$  粒の細粒化に対しより効果的に働くものと考えられる。A, B グループは不純物, 介在物が多いため鉛粒の効果が目立たず必ずしも含鉛による  $\alpha$  粒の細粒化は認められない。

#### IV. 総括

1) 低炭素鋼の焼入時効では含鉛の影響は明らかでなく焼入時効後の歪時効硬化は含鉛によりやや緩和される傾向にあるが焼準材加工後の歪時効程明瞭ではない。

2) 低炭素鋼の応力時効では含鉛により常温より靭脆性域では硬度, 絞りが低下し 500°C, 600°C では破断時間減少, 延性増加がみられ再結晶の促進が認められる。

3) 鉛は低炭素鋼の 900°C~1200°C での  $\gamma$  粒の成長を阻止するようであり  $\alpha$  粒についてもどちらかといえば細粒化の傾向にあるが  $\gamma$  粒程明瞭でない。

#### 文 献

- 1) 小柳, 荒木, 松隈: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1481
- 2) A. P. WEAVER: Trans. Amer. Soc. Metals,

49 (1957), p. 497

- 3) 浅田, 他: 電気製鋼, 31 (1960) 2, p. 74
- 4) A. H. COTTRELL, 他: J. Iron & steel Inst. (U. K.), 172 (1952), p. 301
- 5) 小柳, 荒木: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 689
- 6) 小池, 外: 鉄と鋼, 42 (1956) 3, p. 244
- 7) W. C. LESLIE, 他: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1470

### (168) 含 Nb 迅速窒化鋼の機械的性質 および熱処理特性について

(迅速窒化鋼の研究—I)

特殊製鋼, 技術部

工博 日下邦男・荒木昭太郎・○佐々木博

On the Mechanical Properties and Heat-treating Behavior of Niobium-bearing Rapid Nitriding Steel.

(Study of rapid nitriding steel—I)

Kunio KUSAKA, Shotaro ARAKI and Hiroshi SASAKI.

#### I. 緒言

JIS SACM1 鋼など通常の窒化鋼は、窒化処理時間が 50~100 hr ときわめて長いのが欠点である。これにたいし、Ti を約 2.5% 含有する鋼は、窒化温度を約 650°C に高めることによつて窒化処理時間を 10 hr 程度に短縮することが可能である。しかしこの鋼種は高 Ti 成分のため真空溶解法によつて溶製しなければならない欠点がある。

そこでわれわれは、Ti 以外の各種合金元素を含有した鋼について迅速窒化性を調べ、その結果迅速窒化性とは通常使用される窒化温度で速く、したがって深く窒化されることではなくて、窒化温度を上げて窒化した場合に、十分高い表面硬度が得られることであるということを知り、さらに週期率表で Va, Va, Va 族に属する V, W, Ta, Zr, Nb, Cr, Ti を多量に含有する鋼の間の相対的な迅速窒化性の強さに規則的な関係のあることを明らかにした。

われわれはこれら元素を多量に含有した鋼の実用化について種々研究を行なつていながら、今回は Nb を多量に含有した鋼の機械的性質および熱処理特性などについて調べた結果を報告する。

#### II. 試料および実験方法

まず、3 KW 高周波誘導炉により、Nb その他合金元素量を変化させた 600 g 鋼塊を多数溶製し、これを角 15 mm に鍛伸し、これより小試片を採取して、窒化特性および熱処理特性におよぼす合金成分の影響を調べた。

つぎに、真空誘導炉によつて Table 1 に示す化学成分の 100 kg 鋼塊を溶製し、これを鍛造圧延し、これより各種機械試験、熱処理特性および窒化特性調査用試片を作成した。

#### III. 実験結果

##### 1. 窒化硬度におよぼす合金元素の影響

Fig. 1 に 0.2% C 鋼, 0.9~6.2% Nb 鋼を 700°C ×