

のでこれを添加しつつ脱ガスを行なうと、炭素含有量をさげかつ酸素含有量を 0.01% 以下に低下させることができた。

また普通鑄造鋼塊では凝固中マンガンが酸素と結合して失われるが真空処理鋼塊ではマンガンの酸化は起らず取鍋分析値と同じレベルにある。

(3) 真空処理鋼塊は普通鑄造鋼塊よりリム層がうすく約 1/2 である。コア内部の構造はキャップド鋼に類似している。頭部は気泡の存在しない厚い殻で覆われている。リム層の管状気泡は表面より 40mm 奥にありまたその数が少ない。偏析は大幅に軽減された。偏析軽減は大型鋼塊においていちじるしく、また Al キャップした場合もつとも均質になる。

(4) 真空処理により (Fe, Mn)O 系介在物は量および大きさがいちじるしく減少する。脱ガス後の酸素量を 0.01% 以下にさげると非常に清浄な鋼が得られる。硫化物は分布が均一となり、しかも微細化される。

(5) 冷延成品の材質は真空処理により硬度が低下し、エリクセン値が向上しコニカルカツプ値がさがり絞り性の向上をしめた。これは真空処理による結晶粒の粗粒化、炭素量の減少、硫化物微細化および酸化物系介在物の減少などの効果が表われたと考えられる。またコイル内の材質のバラツキが減少した。

以上のごとく本真空処理法はリムド鋼と同様の良好な表面性状をもちキャップド鋼より秀れた鋼質の鋼塊を製造できる。またリム層厚みの調節が可能である。生産上の大きい利点としては高い炭素量の溶鋼より非常に低い炭素量をもつ鋼塊の製造が可能であること、および大型鋼塊の偏析の問題を解決することができることである。

最後にこの研究にあたり、島崎俊治、大久保静夫氏の御指導、および有馬良士、今林格、大橋徹郎、衣笠繁義氏の御協力に厚く感謝の意を表します。

#### 文 献

- 1) Georg HENKE & Walter HESS: Stahl u. Eisen, 79 (1959) 7, p. 405~407
- 2) Hubert HOFF, et al.: Stahl u. Eisen, 79 (1959) 7, p. 408~410
- 3) A. TIX, et al.: Stahl u. Eisen, 79 (1959) 8, p. 472~477
- 4) A. M. SAMARIN: J. Metals, 10 (1958) March, p. 190~192
- 5) Hermann-Josef KOPINECK, et al.: Stahl u. Eisen, 82 (1962) 13, p. 846~860
- 6) William WILSON: Trans. Vacuum Metallurgy Conference, (1962) p. 182~190
- 7) 渡辺省三, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1340~1342
- 8) 渡辺省三, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1417~1419

## 低炭素鋼の熱間および冷間加工特性におよぼす鉛の影響\*

小 柳 明\*\*・荒 木 透\*\*\*

### Effect of Lead on the Hot and Cold Working Characteristics of Low Carbon Steels.

Akira KOYANAGI and Toru ARAKI

#### Synopsis:

Preliminary studies have shown that the hot-workability of a low carbon steel appears not to be deteriorated by the addition of lead if the lead particles included in the steel are finely dispersed and uniformly distributed. Concerning the cold-workability, it has been shown qualitatively that the work hardening rate in the near-surface zone of a steel rod during cold-drawing could be decreased by the addition of lead, although quantitative data on this effect have not been reported.

In the present investigation, the effect of lead addition on the hot-and cold-workabilities of low carbon steels prepared from the same heat has been studied. The test for hot-workability was made with a hot torsion testing machine, while, as industrial scale tests, the hot-tubing test with a Mannesmann plug mill and the hot-extrusion test by the Ugine Sejournet process were performed.

\* 昭和38年10月本会講演大会にて発表 昭和39年3月17日受付

\*\* 山陽特殊製鋼株式会社 \*\*\* 金属材料技術研究所 工博

Cold-workability was estimated from the work hardening characteristics of the steel under tensile or compressive deformation and the tensile properties after strain ageing were observed.

The drawing forces for cold plug drawing in the cases of leaded and non-leaded low carbon steels which were hot-finished were compared. Tensile and Charpy impact tests were made on cold-drawn and aged steel tubes and the variation in Charpy transition temperature was observed on the test pieces taken in the longitudinal and transverse directions of the tubes.

The following results have been obtained:

(1) The hot torsion test has shown that the twisting number to failure was decreased by the addition of lead, whereas the industrial tests by the Mannesmann and the Ugine Sejournet processes have shown that the hot-workability of low carbon steels was not deteriorated appreciably by the addition of lead.

(2) The drawing force or the compressive force in the cold-working of steel could be decreased by the addition of lead.

(3) The work hardening rate during tensile deformation and the hardness after strain ageing were found to be decreased by the addition of lead. These phenomena can be interpreted as caused by the lubrication effect of lead.

(4) The Charpy transition temperature was raised by cold-drawing, showing a peak at a medium reduction in both the test pieces taken in the longitudinal and transverse directions of the material.

In the cold-worked steels aged at room temperature or at 250°C, the reduction giving the maximum transition temperature appeared to correspond to the degree of strain at which the locking force on dislocations by interstitial atoms reached the maximum value, while this reduction shifted to a higher reduction by the lubrication effect of lead. In the steels over-aged at 650°C, the largest recrystallized grain size was observed at the reduction giving the highest transition temperature.

(Received 17 Mar. 1964)

## I. 結 言

鋼の熱間、冷間加工特性におよぼす Pb の影響についての研究報告はほとんどない。Pb はその分散が微粒均一であれば鋼の熱間加工時の疵発生の原因とはならないと考えられるが、変形能については定量的なデータがない。冷間加工についても、含鉛鋼は冷間引抜きのさい表層部硬度上昇が少ないといわれているが、加工硬化およびこれと密接に関連する歪時効についての Pb の影響は明らかでない。

本報では Pb 以外の合金元素の影響をさけるため、とくに低炭素鋼を選び、含鉛および無鉛のものについていろいろ比較試験を行なった。まず高温振り試験<sup>1)</sup>を行ない変形能におよぼす Pb の影響を調べ、とくに高温高速変形の工業的実験としてマンネスマン方式の熱間製管とユージンセジュールネ方式の熱間押し出し実験を行なった。冷間加工性<sup>2)</sup>については引張、圧縮、冷牽による加工率と硬化度の関係およびこれらを歪時効して硬さ、引張特性の変化を求め、工業的実験として含鉛、無鉛鋼管の冷牽試験を行ない、冷間加工性におよぼす Pb の影響を求めた。また先に著者の一人が報告<sup>3)</sup>したように、鋼はある冷牽加工度で衝撃破断移温度が最高を示すことを含鉛鋼<sup>4)</sup>についても確かめ、材料の縦方向のみならず横方向

についてもこの現象を確認し、前述の諸結果とあわせて各種冷間成形および熱間高速加工への含鉛鋼の適応性に対する指針とした。

## II. 供試材および実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。L<sub>1</sub>, L<sub>2</sub> は塩基性弧光炉による 4 t 鋼塊、L<sub>F</sub> は 1.5 t 鋼塊、H グループは 30 kVA 実験用高周波炉中性雰囲気中で溶製した 7 kg 鋼塊、B グループは 150 kg 高周波炉溶製の 50 kg 鋼塊、C グループは 1 t 高周波炉溶製の 200 kg 鋼塊よりそれぞれ鍛造、圧延したものである。L<sub>F</sub> は L<sub>1</sub>, L<sub>2</sub> に比し Pb 以外に S% も高く原料、精錬条件が異なると思われるので、同一溶解で Pb の有無のみ異なるとみなされる H, B, C グループも実験に供した。なお Table 2 に本実験で用いた含鉛鋼の検鏡による鉛粒の分散状態の一例を示す。H<sub>4</sub> は L<sub>F</sub>, B<sub>5</sub> に比し鉛粒は微粒で分散も比較的均一である。

熱間加工性の基礎実験に用いた振り試験機は容量 5 kg -m, 3 相誘導 5HP モーター、エレマ加熱炉付きで、180~2880 rpm の 5 段変速、トルク、2 次張力は線歪計を用い、破断までの振り回数は電池回路を点滅させ、この 3 現象を電磁オツシログラフで記録させた。L<sub>1</sub>, L<sub>F</sub> は 20 mm φ 焼準材より平行部 8 φ × 20 mm, 段付部隅肉半

Table 1. Chemical compositions of steels. (in wt. %)

Steels	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Pb	Sol. Al	N
L <sub>1</sub>	0.14	0.29	0.54	0.010	0.007	0.16	0.07	0.07	—	0.012	0.009
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	0.10	0.019	0.08	0.03	0.04	—	0.010	0.009
H <sub>2</sub>	0.10	0.22	0.57	0.10	0.020	0.08	0.03	0.04	0.07	0.012	0.007
H <sub>3</sub>	0.10	0.25	0.59	0.10	0.019	0.08	0.03	0.04	0.12	0.015	0.007
H <sub>4</sub>	0.09	0.26	0.58	0.10	0.017	0.08	0.03	0.04	0.14	0.015	0.007
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. Size distributions of Pb particles in leaded steels.

Steels	Pb particles per mm <sup>2</sup>					
	Pb size < 1.5 μ	~ 1.5 μ	~ 2.5 μ	~ 3.5 μ	~ 4.5 μ	> 5.5 μ
L <sub>F</sub>	955	468	119	12	8	—
B <sub>5</sub>	228	284	81	33	18	14
H <sub>4</sub>	1149	328	26	—	—	—

径 8mm の両端ネジ付試験片を削り出し、800°C より 1250°C までの各温度で 2880rpm で振り試験を行ない、Hグループは同条件で 1150°C のみ行なつた。

熱間加工性の現場実験として、マンネスマン-プラグミル方式で L<sub>2</sub>, L<sub>F</sub> の 130mm φ 圧延管材を 1200°C 加熱後穿孔機 (970kW), 圧延機 (750kW), 磨管機 (190kW), 定型機 (220kW) を経て外径 139.8mm, 肉厚 10 および 18mm の 2 種類に熱間製管を行なつた。また外径 143mm, 肉厚 18mm に穿孔後冷却し、疵発生の有無を調査後 1000°C に再加熱し、熱牽機 (110kW) で外径 101.6mm, 肉厚 18mm に熱牽を行ない、各工程で含鉛による疵の有無を調べた。

ユージンセジュール熱間押し実験には無鉛 C<sub>1</sub>, 含鉛 C<sub>2</sub> の管材を 168mm φ に旋削、長さ 300mm に切断、片面面取し 850°C × 2 hr 予熱後低周波誘導加熱炉で 1150°C × 1min 加熱、ガラス粒潤滑により 2000 t プレスで 32mm φ (押し比 30) に押し出した。押し出し時の変形曲線を線歪計、ペン書きオツシログラフにより記録させ、また押出品を酸洗疵見して含鉛による影響を検討した。

加工硬化、歪時効については L<sub>1</sub>, L<sub>F</sub> および H グループの 20mm φ 焼準材より 4 号引張試験片を採取し、30 t アムスラー試験機で引張破断後縦断し、中心軸上の硬

度 (Hv 10kg) とその部分の引張加工率(絞り%)とを対応させた。またこれらを 200~700°C の間の各温度に 1 hr 時効して硬度変化を調べた。L<sub>1</sub>, L<sub>F</sub> では 5% 伸びを生じたところで引張試験を中止し、常温~500°C に各 1hr 時効後再引張りで破断させ、また H グループでは平行部 5mm φ の 4 号相似試験片を 2 t オートグラフ引張試験機で引張り、最高荷重のところで中止し 280°C 30 min 時効後再引張りで破断させて引張特性の変化を調べた。

冷間圧縮実験は B グループの 22mm φ 900°C 焼準材より径 20mm, 高さ 20mm の円柱試験片を削り出し、500 t コールドホッピングプレスでモリコート潤滑剤として 0.15mm/sec の速度で軸方向に圧縮し、ダイヤルゲージで変形量を、これに対応する荷重はそのつどメーターで読んだ。圧縮後の試片は縦断し断面硬度を測定して含鉛無鉛の比較を行なつた。

B グループ 22mm φ 圧延材を連続焼準炉で 900°C 焼準後中間焼鈍なしで超硬ダイス、マシン油潤滑により 21, 20, 18, 16mm φ に冷牽(冷牽機 22kW, 引抜速度 9m/min), 200°C 時効後の表層、中心部の硬度変化と時効時間との関係を求めた。

鋼管冷牽の工業的実験としては、熱間製管試験を行なつた L<sub>2</sub>, L<sub>F</sub> の外径 139.8mm, 肉厚 10mm, 長さ 4m の定型仕上鋼管を 900°C 焼準後、Table 3 のごとく中間焼鈍なしで累積的に 220kW シーソー型冷牽機を用いて芯金引きを行ない、所要電力、引抜後の硬度変化などを比較した。参考のため同時に熱間製管した S45C の含鉛、無鉛鋼管をあらかじめ外径 129mm, 肉厚 9.5mm に引抜き寸法揃えを行なつた後 850°C 焼鈍、6パスで 11.5 φ × 8.0mm に芯金引きし線歪計、電磁オツシロにより各減面率での引抜力、マンドレルに働く力を求め含鉛による差を比較検討した。

Table 3. Variance of outer diameter and thickness of L<sub>F</sub> (Leaded) and L<sub>2</sub> tubes in cold plug drawing.

L <sub>2</sub>	Out. dia. (mm)	139.07→135.96→133.22→129.38→125.26→121.32→119.41→117.38→115.22→112.36→109.34
	Thick (mm)	9.72→ 9.71→ 9.58→ 9.32→ 9.02→ 8.91→ 8.59→ 8.34→ 8.04→ 7.91→ 7.65
	Reduc. (%)	0 → 2.5 → 5.8 → 11.0 → 16.6 → 20.3 → 24.3 → 27.9 → 31.5 → 34.3 → 38.1
L <sub>F</sub>	Out. dia. (mm)	139.68→135.59→133.06→129.02→125.04→121.26→119.44→117.32→115.21→112.36→109.32
	Thick. (mm)	9.20→ 9.25→ 9.30→ 9.19→ 9.00→ 8.88→ 8.59→ 8.35→ 8.06→ 7.90→ 7.65
	Reduc. (%)	0 → 2.6 → 4.1 → 8.3 → 13.0 → 16.9 → 20.7 → 24.2 → 28.0 → 31.2 → 35.2

なお Table 3 の各減面率ごとに供試管 (長さ約 400 mm) を採取し, 縦方向より 12号引張試片および 5×10×55mm Vノッチシャルピー試片を, 横方向より 2.5×10×45mm の Vノッチ準シャルピー試片を削り出し, 冷牽のまま, 250°C, 650°C 各 1 hr 時効後の状態で常温引張試験, -80~40°C の間の各温度での衝撃試験を行ない, 冷牽加工度, 歪時効と引張特性および衝撃破断遷移温度の関係を含鉛, 無鉛について比較した。

### III. 実験結果および考察

#### (1) 高温振り試験

800°C より 1250°C までの各温度における振り試験結果を Fig. 1 に示す. 比較のために中炭素 S45C の含鉛と無鉛のものについての結果も一緒に示した. 一般に含鉛鋼のほうが最高トルクは若干低目の傾向にある. 破断までの振り回数は含鉛によりいちじるしく減少しとくに低炭素系は含鉛無鉛の差が甚だしい. この結果は IHRIG<sup>6)</sup> らの実験結果と一致する.

無鉛 L<sub>1</sub> の 900°C での振り回数の谷は  $\gamma$  相と  $\alpha$  相が共存するための脆性に起因すると考えられ, C% が増せば振り回数も低下し S45C 系ではこの谷は認められないが, 同様に低炭素系 L<sub>F</sub> でも Pb による振り回数低下のほうが大きいとこの谷は目立たなくなる. 1150°C での H グループの結果からも明らかにトルク, 振り回数は無鉛 H<sub>1</sub> が最も大で含鉛の H<sub>2</sub>~H<sub>4</sub> は Pb% の順に小さくなっている. また L<sub>F</sub>, H<sub>2</sub>~4, S45CF などの含鉛鋼は 1000°C 以上の試験では平行部の破断個所以外に小さな横割れ疵が認められるが無鉛鋼にはこれは見られない. Photo. 1 は L<sub>1</sub>, L<sub>F</sub> の高温振り試験後の試片の状態で見ると含鉛 L<sub>F</sub> には横割れが 1000°C 以上で認められる.

一般に鋼の振り試験では剪断応力以外に低温域では 2 次圧縮応力, 高温域では 2 次引張応力をうける. 低炭素鋼では圧縮が引張りに変わる温度は約 650°C といわれ

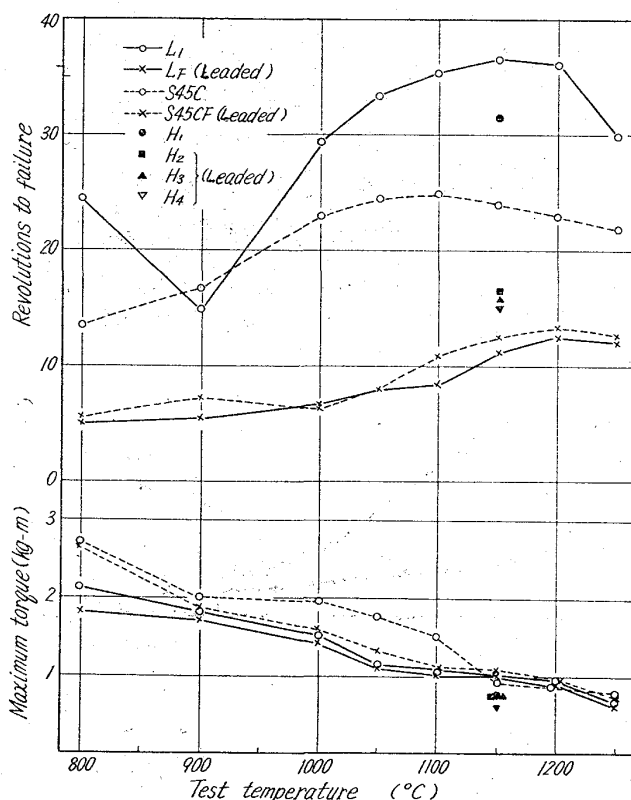


Fig. 1. Ductility-temperature, maximum torque-temperature curves of leaded and non-leaded steels. S45CF and S45C are leaded and non-leaded medium carbon steels respectively.

る<sup>6)</sup>.

Fig. 2 はオツシログラムでの L<sub>1</sub>, L<sub>F</sub> のトルクと 2 次引張圧縮応力の一例で, L<sub>1</sub> は 800°C では 1200°C に比し 2 次引張応力のかかる時間が短かく最初の 2 次圧縮応力の期間が長い. 1200°C では含鉛 L<sub>F</sub> は L<sub>1</sub> に比し 2 次引張応力が小かつ時間的にも短い. Table 4 は高温振り試験片に働く各温度での 2 次引張応力の値を示すが一般に含鉛 L<sub>F</sub> のほうが低い.

鋼中の金属介在物としての Pb は剪断応力と 2 次引張

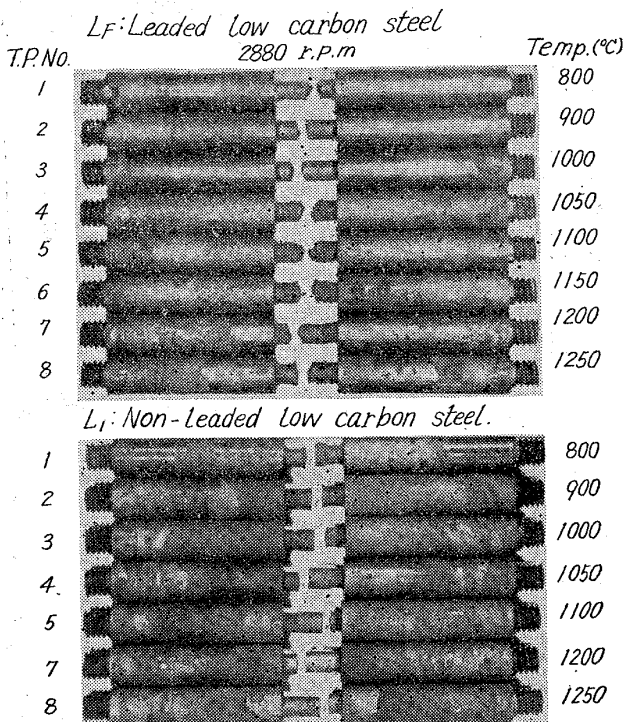


Photo. 1. Failed test pieces of leaded and non-leaded low carbon steels after hot torsion test.

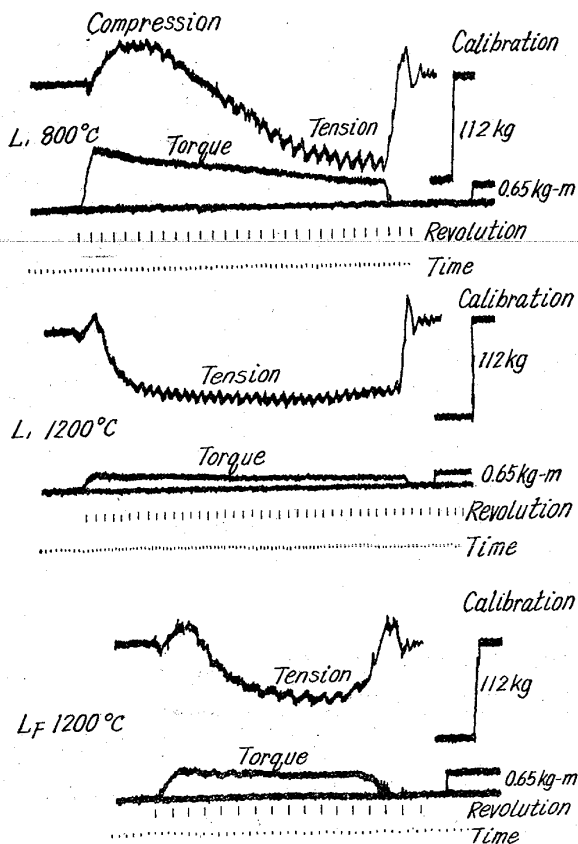


Fig. 2. Torque-revolution and tension-revolution curves of leaded and non-leaded steels in hot torsion test.

Table 4. Secondary tensile stress of L<sub>1</sub> and L<sub>F</sub> in hot torsion test.

Twist. temp. (°C)	Secondary tensile stress (kg/mm <sup>2</sup> )	
	L <sub>1</sub> (Non-leaded)	L <sub>F</sub> (Leaded)
800	1.92	0.27
900	1.97	0.78
1000	2.07	1.26
1050	1.46	1.12
1100	1.72	1.25
1150	—	1.43
1200	1.70	1.49
1250	1.59	1.49

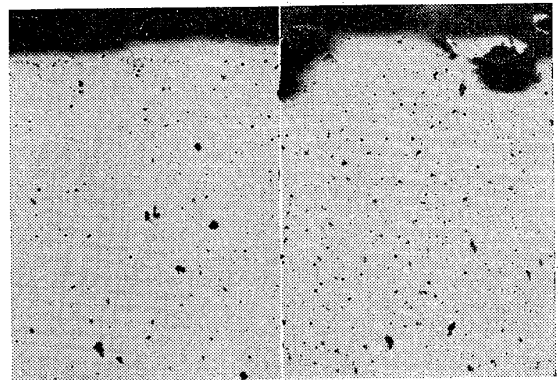


Photo. 2. Cracks and voids in surface zone of leaded and non-leaded steels twisted at 1150°C.

応力の働く高温域ではこれが起点となつて口をひらき、とくに剪断応力の大きい表面近傍でクラックに発達するものと考えられる。HARDWICK ら<sup>9)</sup>も FeO 系介在物が振り試験の高温域での剪断、引張応力下で口をひらきクラックに発達することを認めている。Photo. 2 は H<sub>1</sub>, H<sub>4</sub> の 1150°C での試験後の平行部縦断面表層部の状態で、含鉛 H<sub>4</sub> は無鉛 H<sub>1</sub> に比し空孔も多くかつ表面へ口を開いている。同時に行なつた常温より 800°C までの各温度での昇温振り試験では、剪断応力と 2 次圧縮応力のため Pb は口を開かず、破断までの振り回数も含鉛無鉛で大差がみられなかつた事実と対照的である。

(2) マンネスマン方式による熱間製管

L<sub>2</sub> および L<sub>F</sub> の 130mmφ × 1.5m の圧延管材をそれぞれ 3 本ずつ用意し、1200°C 加熱後マンネスマン-プラグミル方式により 1 本は穿孔 (143φ × 20.5 × 2500mm) → 圧延 (138φ × 18.1 × 2900mm) → 定型 (139.8φ × 18.0 × 2830mm) と厚肉管に製管し、もう 1 本は穿孔 (143φ × 12.5 × 3800mm) → 圧延 (138φ × 10.1 × 4800mm) → 定型 (139.8φ × 10 × 4750mm) と薄肉管に、残りの 1 本は穿孔 (143φ × 18.0 × 2750mm) 後冷却し再び 1000°C に加熱し 4 回パスで 101.6φ × 18 × 3680

mmに熱牽して製管実験を行なつた。とくに穿孔時の疵発生の有無を観察し、またできた鋼管を酸洗して疵の状態を鉛、無鉛で比較したが、いずれも有害な疵は見当たらず大差は認められなかつた。

熱間振り試験では 1000°C 以上で含鉛により小さな横割れが認められ振り回数も低下したが、実際の熱間製管実験では加工性は大きく、このことは 2880rpm の振り試験がより鋭敏な熱間加工性試験であることを示す。

(3) ユージンセジュール熱間押し出し

C<sub>1</sub>, C<sub>2</sub> の 168mmφ×300mm の旋削仕上管材を 850°C で予熱、低周波誘導加熱炉で 1150°C×1min 加熱後ガラス粉末潤滑により 2000 t プレスで 32mm φ×8000mm に押し出した。Fig. 3 は線歪計、ペン書き

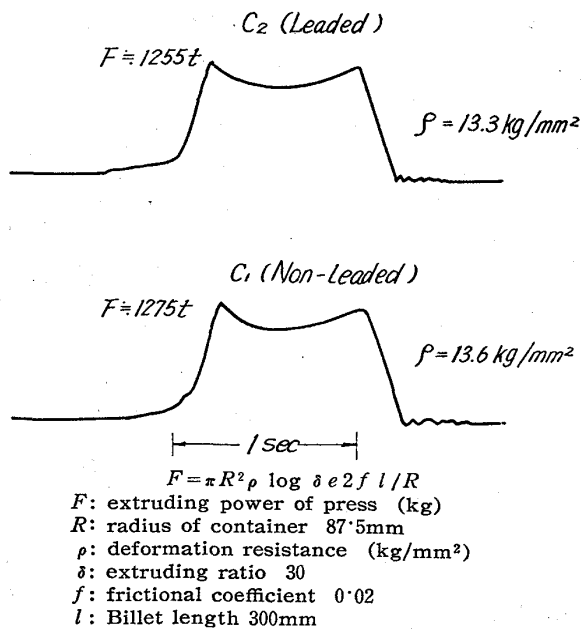


Fig. 3. Diagrams of extrusion power versus time in C<sub>1</sub> and C<sub>2</sub> steels.

オツシログラフによる変形曲線で Sachs の式を用いて計算した変形抵抗は C<sub>1</sub>, C<sub>2</sub> とも 13kg/mm<sup>2</sup>強で有意差は見出せない。押し出し材の先端部、中央部、後端部の酸洗後の表面肌状況は Photo. 3 のごとくで、いずれも先端部にアバタ状の肌荒れ、中央部後端部には特有の線状痕がみられるが割れ疵はなく含鉛による疵発生は認められなかつた。

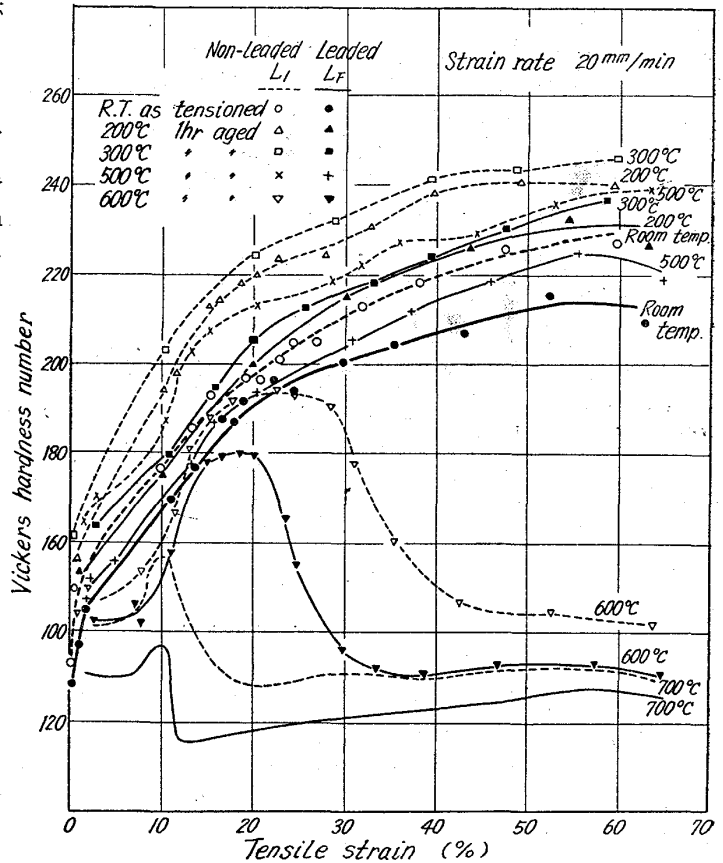


Fig. 4. Hardness variation of tensioned and strain aged steels, leaded and non-leaded. Full and broken lines represent leaded and non-leaded steels respectively.

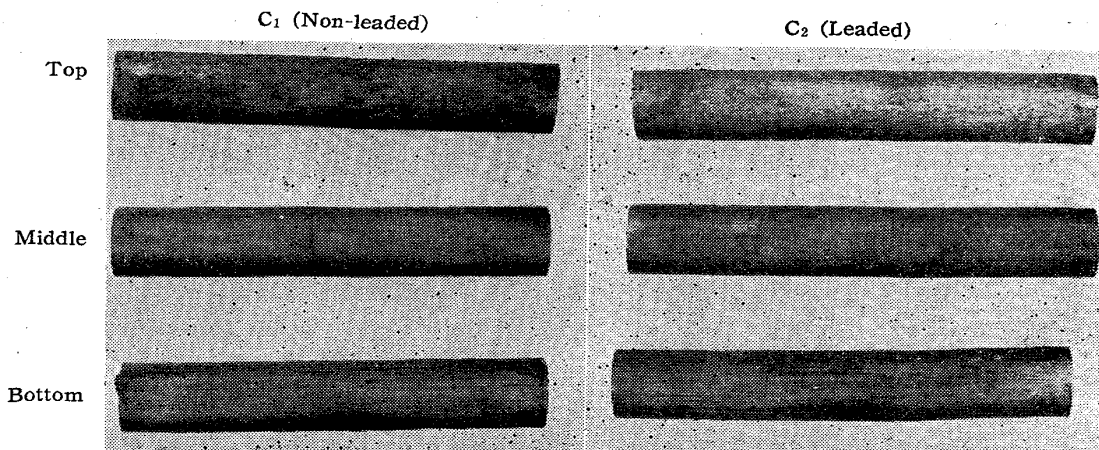


Photo. 3. Surface appearances of C<sub>1</sub> (Non-leaded) and C<sub>2</sub> (Laded) steel bars, hot-extruded and pickled.

(4) 加工硬化および歪時効硬化

Fig. 4 は  $L_1$ ,  $L_F$  の引張加工率とその後の歪時効に伴う硬度変化を示したもので、明らかに含鉛  $L_F$  は加工硬度が少なく  $300^\circ\text{C}$  までの歪時効による硬度上昇も少ない。過時効による軟化硬度も  $L_F$  は低い。  $600^\circ\text{C}$  以上で時効すると曲線は山と谷を示すようになり、温度上昇とともに山および谷は低硬度低加工率側に移動するが、含鉛  $L_F$  のほうはより低加工率側にずれる。Hグループについてもこれと同様の結果を得た。

Photo. 4 は  $L_1$ ,  $L_F$  の  $700^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$  時効後、それぞれの引張加工率での組織の変化を示したもので、加工率の低い 15% 辺では再結晶に伴う粗粒化が、65%になると細粒化がみられる。Fig. 4 の  $700^\circ\text{C}$  時効での曲線の谷はこの粗粒化部に対応する。

GORELIKら<sup>10)</sup>は純鉄の加工と再結晶の実験で加工率の高い場合の再結晶は核発生を伴い細粒となるが、加工率の低い場合のそれは核発生を伴わず粗粒でもとの結晶が累積的に再結晶したもので、前者は後者より安定なため後者の犠牲により成長するとしているが、Fig. 4 の谷の低加工率側への移動はこれに関連すると考えられる。

(5) 歪時効後の引張特性

Fig. 5 は  $L_1$ ,  $L_F$  の4号試片を5%伸びを生ずるま

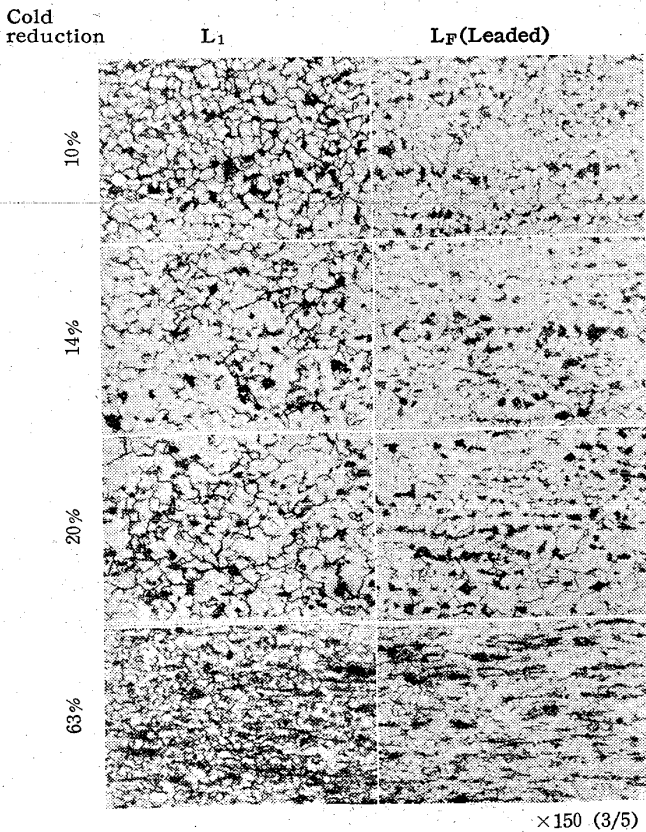


Photo. 4. Microstructures of leaded and non-lead low carbon steels, deformed by tension and aged at  $700^\circ\text{C}$  for 1hr.

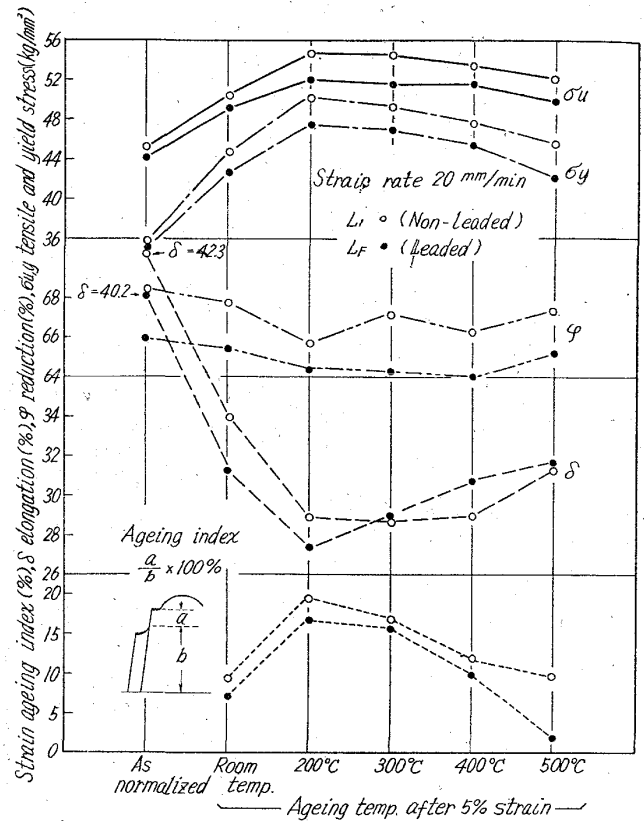


Fig. 5. Effect of strain ageing on the tensile properties of leaded and non-lead steels.

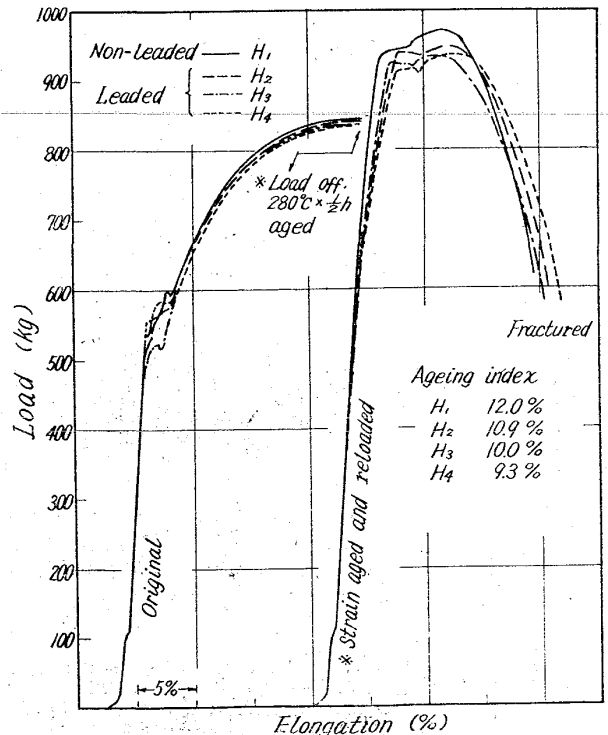


Fig. 6. Load-elongation curves of original and strain aged steels, leaded and non-lead.

で引張加工後荷重を除き、常温、200, 300, 400, 500°C にそれぞれ 1 hr 歪時効し、再び荷重をかけて破断させたときの引張特性の変化を示したもので、降伏点、引張強さは上昇し 200°C 時効で最高となるがその程度は含鉛 L<sub>F</sub> のほうが少なく時効指数もしたがって小である。300°C 以上の温度で時効後の伸びは含鉛により向上している。

Fig. 6 はHグループの平行部 5mm φ の引張試片を 2t オートグラフ引張試験機で最高荷重の点まで引張加工し荷重を除き 280°C × 30min 歪時効後再引張破断させたときの荷重-歪曲線である。Fig. 5 の場合と同様歪時効後の降伏点、引張強さの上昇は含鉛グループのほうが少なく、一方全伸びは無鉛 H<sub>1</sub> のほうが小で、歪時効しない前の焼準材の全伸びはむしろ無鉛鋼のほうが若干多い事実と対照的である。

(6) 圧縮試験

Bグループの 20mm φ 円柱状試片を 500t コールドホッピングプレスで軸方向に常温で圧縮したときの変形曲線を Fig. 7 に示す。明らかに同一荷重に対する変形量は含鉛 B<sub>5</sub> のほうが大きく、とくに変形量が 50% を超すと差が甚だしくなる。Fig. 8 は圧縮後の試片縦断面の中心部硬度分布を示す。含鉛 B<sub>5</sub> のほうが加工硬化が少ない。

(7) 冷率加工性に歪時効後の強度

Fig. 9 は Bグループの 22mm φ 焼準材を中間焼鈍なしに 21, 20, 18, 16mm φ に累積的に冷間引抜を行なった後 200°C 時効を行なったときの外周部、中心部硬度と時効時間との関係を示す。9% 程度の減面率ではいずれも外周部のほうが硬化するが 17.5% 以上では中心部のほうが硬化している。各減面率とも引抜のままお

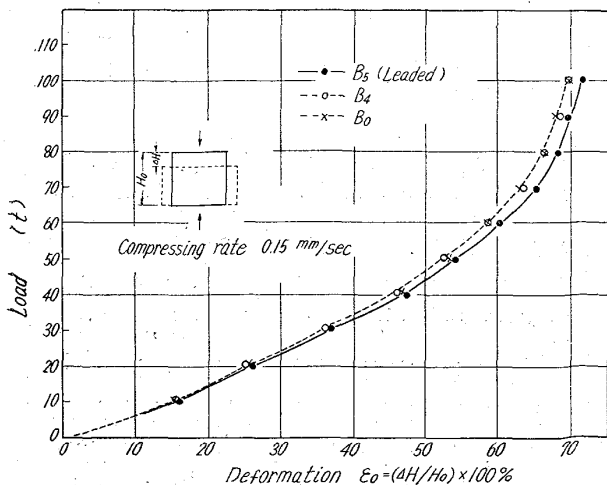


Fig. 7. Load-deformation curves of leaded and non-lead steels under compression with a 500t cold hobbing press.

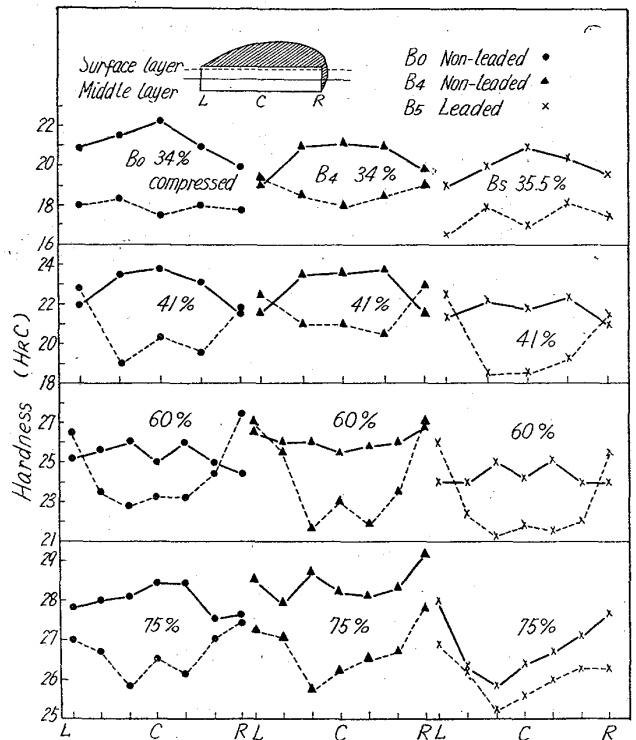


Fig. 8. Hardness distribution on half-cut longitudinal sections of compressed columnar specimens of low carbon steels, leaded and non-lead.

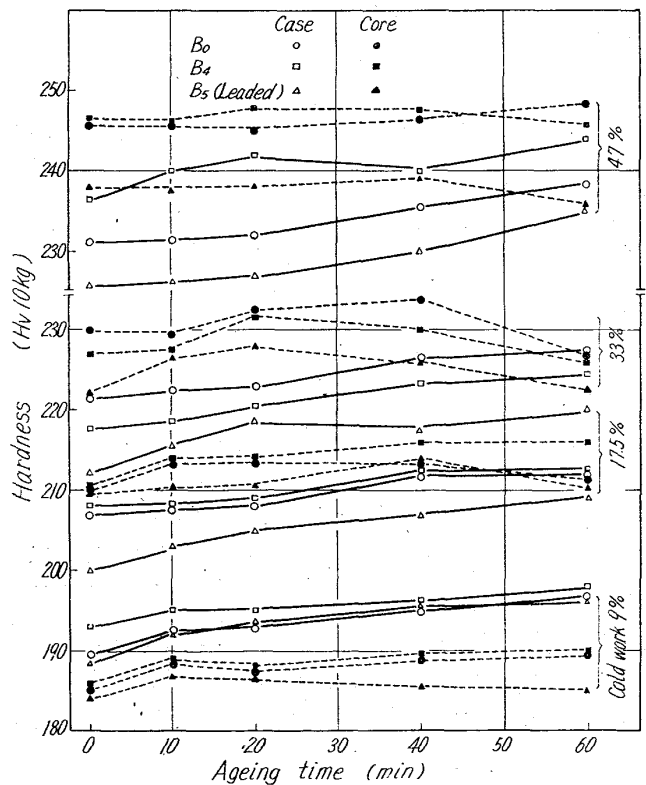


Fig. 9. Hardness variation of leaded and non-lead low carbon steel bars after cold drawing and ageing.



Table 5. Average drawing and mandrel forces of leaded and nonleaded medium carbon steel tubes.

Reduction (%)		6.5	→	11.5	→	16.5	→	21	→	24	→	28
Drawing force (t)	Nonleaded	—	→	45.4	→	48.9	→	47.0	→	37.5	→	35.6
	Leaded	—	→	42.3	→	42.3	→	42.3	→	35.6	→	33.4
Mandrel force (t)	Nonleaded	—	→	28.6	→	27.0	→	20.1	→	25.3	→	25.3
	Leaded	16.9	→	22.1	→	23.6	→	26.1	→	23.6	→	27.2

よび歪時硬後の内外硬度は含鉛 B<sub>5</sub> のほうが低い。なお 16mm φ 材 (減面率47%) の残留応力を平行ビーム法 X線応力測定装置で測定した結果では、外周部は B<sub>0</sub>; 14.9 kg/mm<sup>2</sup>, B<sub>4</sub>; 15.5 kg/mm<sup>2</sup>, B<sub>3</sub>; 15.9 kg/mm<sup>2</sup> といずれも引張応力で大差はないが、中心部は B<sub>0</sub>; -14.7 kg/mm<sup>2</sup>, B<sub>4</sub>; -21.6 kg/mm<sup>2</sup>, B<sub>5</sub>; 0 kg/mm<sup>2</sup> で含鉛 B<sub>5</sub> には残留圧縮応力は認められなかった。

L<sub>2</sub>, L<sub>F</sub> の外径 139.8mm, 肉厚 10mm, 長さ 4m の鋼管を SK<sub>3</sub> クロム鍍金ストレート型ダイスおよび R型プラグを用い, 225kW シーソー型冷牽機により 15.2~30.4m/min で芯金引きしたときの電力計による最高所要動力は, たとえば減面率~31.5% では L<sub>2</sub>; 102kW, L<sub>F</sub>; 92kW を示し, 一般に含鉛により数%の低下が認められる。同様に外径 129mm, 肉厚 9.5mm の S45C 含鉛および無鉛鋼管を焼鈍後 6 パスで外径 111.5 肉厚 8mm に芯金引きし, 各減面率での引抜力, マンドレル力を線歪計と電磁オツシログラフで測定記録したがその値を Table 5 に示す。

引抜力はいずれの場合も含鉛により数%~10%程度低くなっている。芯金力は含鉛によりかならずしも低くない場合があるが, これは中間でボンデライト (燐酸亜鉛) による再被膜処理を行なったときの内面複膜の相違による潤滑の不均一が原因とも考えられる詳細は明らかでない。

Fig. 10 は L<sub>2</sub>, L<sub>F</sub> 冷牽鋼管の常温, 250°C, 650°C 歪時効状態での減面率と硬度, 引張強さ, 伸びとの関係を示す。引抜きのまま (常温時効), 250°C 時効での引張強さ, 硬度上昇は L<sub>F</sub> のほうが少なく含鉛による加工硬化歪時効硬化の緩和が認められる。L<sub>2</sub> の 250°C 時効で硬度上昇が少ないのは冷牽のさいダイスやプラグとの摩擦による温度上昇があり, 冷牽のままでも結果としてかなりの歪時効硬化, 局部的には応力時効硬化が促進されるためであろう。含鉛 L<sub>F</sub> ではこれらの現象が比較的少なく 250°C 時効で新しく硬化するため一見 L<sub>2</sub> より硬度上昇率が大きみえるが到達硬度はもちろん無鉛 L<sub>2</sub> が大である。伸びは冷牽のままでは減面率~17%までは L<sub>F</sub>

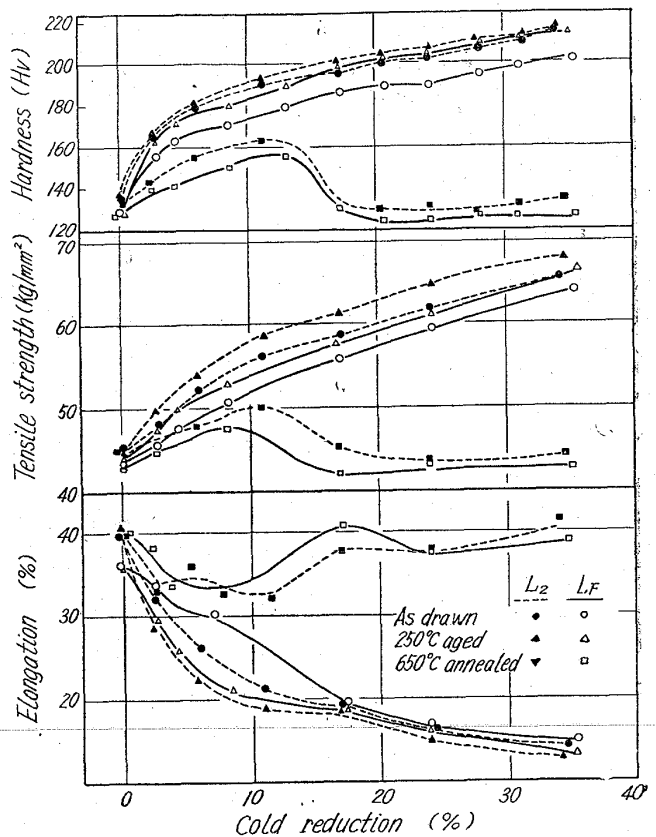
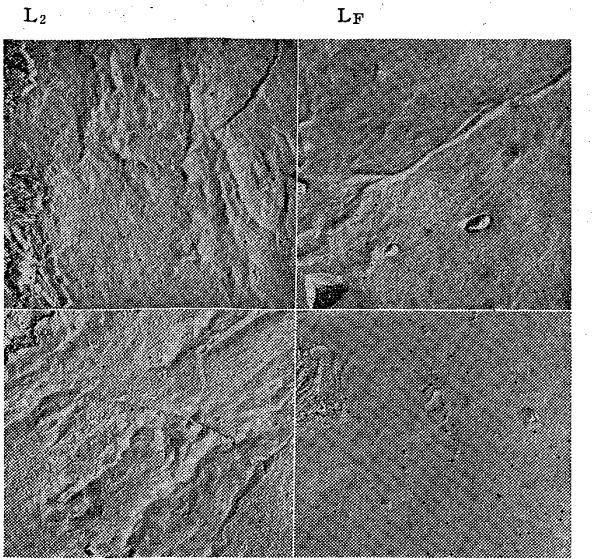


Fig. 10. Relation between hardness, tensile strength, elongation and cold reduction in mild steel tubes, leaded and non-leaded.

のほうが大きく, それ以上では大差なく, 250°C 時効ではどの減面率でも含鉛無鉛で大差がないのもこれと関連していると思われる。しかし減面率0%をベースとした伸びの減少率をとれば明らかに含鉛L<sub>F</sub>のほうが少ない。650°C 過時効状態でも同様の傾向にあるが, 減面率35%では再結晶により硬度, 引張特性は素管のそれに近づく。

一般に加工硬化<sup>11)</sup>は転位が他の転位や障害物たとえば粒界, 析出物, 介在物, 転位の交切などにより前進を阻止され結晶の平均内部応力を高めるためと考えられている。鋼中に数 μ またはそれ以下の微粒金属介在物として分散する鉛は他の硬い介在物, 析出物と異なり転位の上



L<sub>2</sub> 25% cold worked and 6 months aged at room temp.  
 L<sub>F</sub> (Leaded) " " " " " "  
 B<sub>0</sub> 33% cold worked and 1hr aged at 200°C  
 B<sub>5</sub> (Leaded) " " " " " "  
 Photo. 5. Electron micrographs of L<sub>2</sub>, B<sub>0</sub> (non-leaded) and L<sub>F</sub>, B<sub>5</sub> (leaded), cold worked and strain aged.

昇運動なども考えられ、通過にさいして転位のパイラップもないであろう。粒界粒内に分散した鉛粒はしたがって結晶の迂りに対して潤滑的效果をもたらし、格子歪現象の緩和、加工硬化の軽減もしくは同一歪に対する応力値の減少などの結果を伴うものと考えられる。

歪時効<sup>12)13)</sup>については冷間加工により自由になった転位や創造された多数の転位にC, Nが集まり、これが微小析出物となり析出硬化を生ずると考えられる。含鉛鋼では分散鉛による転位数の相対的減少が考えられ、したがって時効温度での析出硬化も軽減されるのであろう。

Photo. 5 は含鉛、無鉛試料の歪時効後の電子顕微鏡写真で常温時効の L<sub>2</sub> と L<sub>F</sub>, 200°C 時効の B<sub>0</sub> と B<sub>5</sub> いずれの場合も含鉛の L<sub>F</sub>, B<sub>5</sub> はマトリックスの凹凸が少なくなめらかで加工歪、時効歪の軽減を物語っている。

(8) 冷牽加工度と衝撃遷移温度

Fig. 11 は 減面率 0~35% の L<sub>2</sub>, L<sub>F</sub> 冷牽鋼管(常温 250°, 650°C 時効状態)の縦方向について -60~+100°C で行なった 2mm V シャルピー試験結果より求めた 1/2 最高エネルギー遷移温度  $T_{r1/2max}$  および 50% 破面遷移温度  $T_{rs}$  と加工度との関係を示す。冷牽のまま(常温時効)および 250°C 時効では 20% 前後に遷移温度のピークが認められる。L<sub>F</sub> は L<sub>2</sub> に比し素管での  $T_{r1/2max}$  が高温側にもかかわらず冷牽のまま、250°C 時効でのそれは ~20% までは低温側にある。 $T_{r1/2max}$ ,  $T_{rs}$  とともにピークは L<sub>F</sub> のほうが高加工度側に

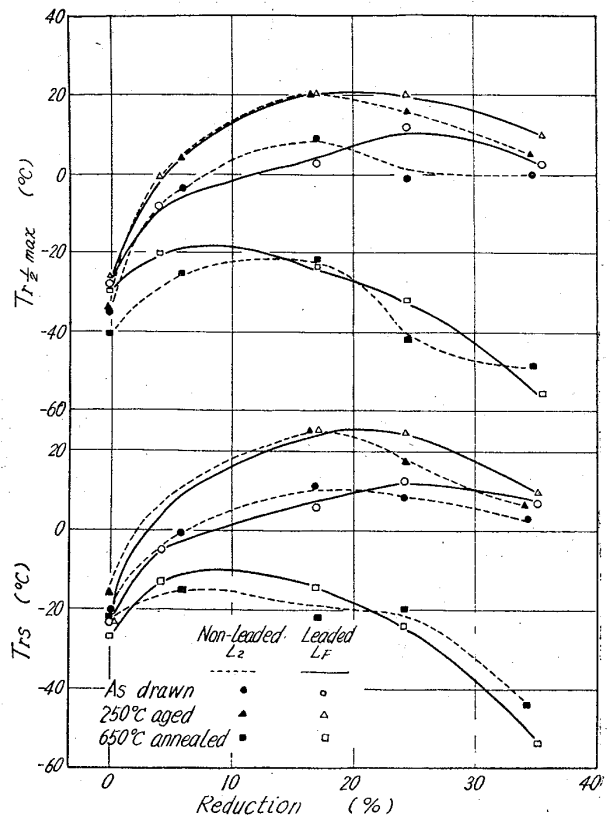


Fig. 11. Relation between transition temperature and cold reduction of mild steel tubes, leaded and non-leaded. (Tested in longitudinal direction)

ずれているのは含鉛による加工歪、歪時効の緩和によるものと考えられる。650°C 時効では ~17% と ~35% で  $T_{r1/2max}$  が L<sub>F</sub> のほうが低くまた  $T_{rs}$  は ~20% 以上で低くなっているのは含鉛による再結晶挙動の相異と思われ、検鏡結果によれば ~17%, ~35% とも再結晶粒は含鉛により細粒化している。

Fig. 12 に同鋼管の横方向について同様に行なつたシャルピー試験(試片 2.5×10×45mm)の可遷移曲線より求めた  $T_{r1/2max}$  と  $T_{rs}$  の加工度との関係を示す。L<sub>F</sub> は L<sub>2</sub> に比し S% が 3 倍近くあり、硫化物系介在物多く、冷牽のまま、250°C 時効ともマトリックスの高硬度とあいまって横方向の切欠効果が促進され遷移温度は全加工度とも高くなっている。650°C 焼鈍では  $T_{rs}$  は全加工度において  $T_{r1/2max}$  は ~25% 加工度を除き L<sub>F</sub> のほうが低い。これは再結晶粒の細粒化、層状組織の分解など含鉛による再結晶挙動の相違とマトリックス軟化による切欠効果の緩和に起因すると考えられる。

縦方向のみならず横方向でも冷牽のままおよび 250°C 時効材の遷移温度がある加工度で最高を示すが、この原因についてたとえば TILLEY ら<sup>14)</sup>は繰返し引張または圧縮荷重により冷間加工を与えた後の軸方向シャルピー衝

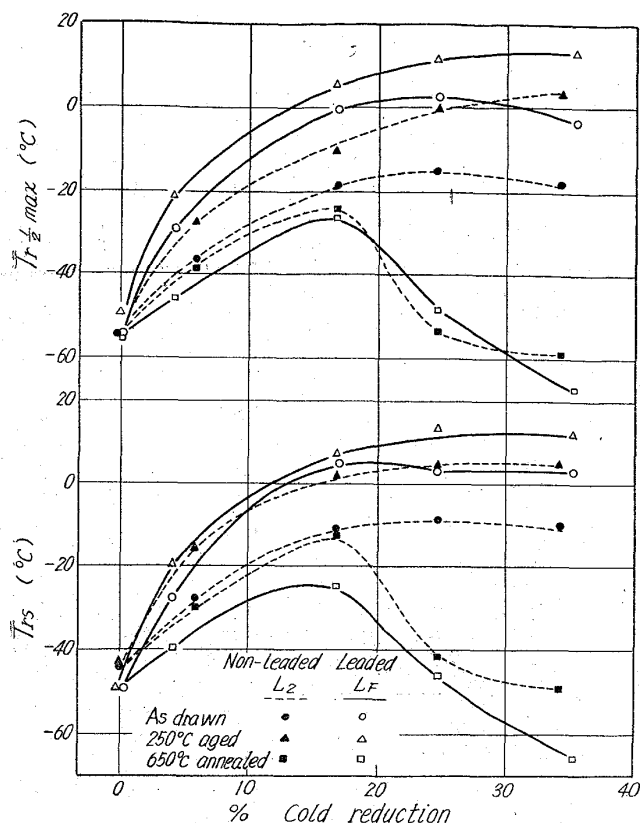


Fig. 12. Relation between transition temperature and cold reduction of mild steel tubes, leaded and non-leaded. (Tested in transverse direction)

撃遷移温度と加工度との関係を論じている。それによればこの最高を示す現象は加工硬化と加工による粒度変化のためとしている。すなわち加工硬化は遷移温度を上げるが反面、加工により粒が細長く伸び試験方向に対しては細粒化したことになり遷移温度は下がる。これらの総合効果としてある加工度でピークを示すこととなる。縦方向はこれで説明できるが横方向には適切でない。むしろ遷移温度が最高を示す加工度は歪時効が最大となる点と考え、これ以上の加工度では増加した転位に集まってこれを固着し、微少析出物として析出するに有効な固溶原子が不足するため歪時効による衝撃値の劣化が軽減され、遷移温度がそれ以上上昇せずむしろ低下すると思うほうが方向に関係なく合理的である。また 650°C の過時効では冷間加工により増殖した転位は消滅するので、この場合の遷移温度がピークを示す点は再結晶に伴う粗粒化の最も大きい加工度と考えるべきであろう。

#### IV. 結 言

含鉛低炭素鋼の熱間加工性、冷間加工性、加工硬化、歪

時効およびこれに伴う引張特性、衝撃特性、とくに衝撃遷移温度の変化などに関する以上の実験から次の結論を得た。

(1) 低炭素鋼の高温高速 (2,880 rev/min) 振り試験で鉛は破断までの振り回数値を減少させるが、実際のマンネスマン方式やユージンセジユルネ方式による熱間加工では含鉛による疵の発生は認められず熱間加工性に有意差は見出せない。

(2) 冷間引抜、冷間圧縮などにおいては同一加工度での所要応力は数%~10%程度含鉛により減少する。したがって加工硬化も少なくこれに続く歪時効も軽減される。

(3) ある冷間加工度で衝撃遷移温度は最高を示すが、この現象は軸方向のみならずこれと直角方向でも認められ含鉛低炭素鋼でも同様の傾向である。

(4) 冷牽のままおよび 250°C 時効材での遷移温度が最高を示す加工度は転位の固着、微少析出物の析出挙動に関連すると思われるが、Pb はこれを高加工度側にずらすようである。650°C 過時効材でのこの加工度は再結晶過程での粗粒化現象に関連があると考えられる。

#### 文 献

- 1) 荒木, 小柳, 大橋: 鉄と鋼, 42 (1956) 3, p. 356
- 2) 小柳, 荒木: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1485
- 3) 小柳, 荒木, 松隈: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1481
- 4) 小柳, 青木, 桜井: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1464
- 5) 小柳, 荒木, 大島: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1487
- 6) H. K. IHRIG: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., 167 (1946) p. 749
- 7) 井上: 鉄と鋼, 41 (1955) 8, p. 873
- 8) 両角: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 323
- 9) D. HARDWICK et al: Rev. Mét., 58 (1961), p. 869
- 10) S. S. GORELIK et al: Phys. Metals & Metall., 7 (1959) 3, p. 100
- 11) D. G. BRANDON et al: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), Oct. (1960), p. 160
- 12) B. B. HUNDY et al: Metallurgia, May (1958), p. 203
- 13) W. C. LESLIE et al: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), Sept. (1962), p. 772
- 14) G. P. TILLEY et al: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), March. (1962), p. 216