

の影響の大きいことが主因であろう。

切欠疲労試験では焼準材で含鉛による若干の低下がみられたが歪時効材では見られなかった。引抜時の残留応力の相違も影響していると考えられる。

被削性試験での3分力は切削速度 50m/min では明らかに含鉛による減少を認めたが 100m/min では大差がなかった。

文 献

- 1) 例えば J. WOOLMAN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), (1950), July p. 257
- 2) 荒木他: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1491
- 3) J. L. PETERSON: Trans. Amer. Soc. Metals 56 (1963), p. 304

(145) 低炭素鋼の衝撃特性におよぼす鉛の影響

山陽特殊製鋼 小柳 明
金属材料技術研究所 工博 荒木 透

Effect of Lead on the Impact Characteristics of Low Carbon Steel.

Akira KOYANAGI and Dr. Tōru ARAKI.

I. 緒 言

鋼の衝撃特性におよぼす鉛の影響については若干の報告^{1)~3)}があるがいずれも中炭素鋼や合金鋼に関するもので特に低炭素鋼の歪時効、青熱脆性と関連させた報告はない。低炭素鋼管についての著者らの報告⁴⁾は低温衝撃特性を主体とし、遷移温度と加工度の関連を明らかにした。

本報では低炭素鋼の同一溶解の含鉛、無鉛のものについて低温衝撃特性を確認する一方、主として冷間引抜後、各種温度に歪時効したものの常温、昇温衝撃試験、および昇温歪歪を与えた後の常温衝撃試験、焼準状態での昇温衝撃試験を行ない、青熱脆性、歪時効と関連した衝撃特性におよぼす鉛の影響について調査検討を行なった。

II. 供試材および実験方法

供試材は 150kg 塩基性高周波炉で溶製した 30kg 丸

型鋼塊を 50mm 角に鍛伸後、Aグループは 20mm ϕ 、Bグループは 22mm ϕ に圧延した。900°C 焼準後、Aグループは 20mm ϕ より 18, 17, 16mm ϕ に、Bグループは 22mm ϕ より 21, 20, 18, 16mm ϕ に中間焼鈍せずに引抜いて試料とした。Hグループは前報⁵⁾で用いたのと同様で 30kVA 真空管式高周波炉で中性雰囲気溶製の 7kg 鋼塊を 20mm ϕ に鍛伸、900°C 焼準を行なったものである。化学組成を Table 1 に示す。

低温衝撃試験はHグループのみ常温 $\sim -60^{\circ}\text{C}$ で JIS 4号試験片 (2mm Vノッチ) を用いて行なった。昇温衝撃試験はHグループは 20mm ϕ 焼準材より 4号試験片を削りだし、Aグループは 20mm ϕ 圧延材、Bグループは 16mm ϕ 引抜材を 900°C \times 1 hr 焼準後それぞれ JIS 3号 (2mm Uノッチ)、4号試験片を削りだし常温 $\sim 600^{\circ}\text{C}$ までの各温度に 30min 加熱直後に行なった。また A, B グループとも 16mm ϕ 引抜材よりそれぞれ 3号, 4号試験片を削りだし同様に昇温衝撃試験を行なって焼準材のそれと比較した。

歪時効後の衝撃試験は B グループの 21, 20, 18, 16 mm ϕ の引抜材を常温 $\sim 550^{\circ}\text{C}$ までの各温度に 30min 歪時効して 3号, 4号試験片で行なった。

昇温歪歪後の衝撃試験は平行部 11mm 角, 平行部長さ 55mm, 両端部ネジ付き試験片を A グループは 20mm ϕ 圧延材, B グループは 22mm ϕ 圧延材 (何れも 900°C \times 1 hr 焼準後) より採取し 30 t アムスラー試験機に加熱炉をとりつけ常温 $\sim 500^{\circ}\text{C}$ までの各温度に 30min 加熱保持し所定温度で A グループは $\sim 17\%$ 伸び, B グループは $\sim 10\%$ 伸びを生ずるまでダイヤルゲージで測定しながら引張予歪を与え、空冷後平行部より 4号試験片を削りだし常温衝撃試験を行なった。これら各種状態での衝撃特性を硬さ、マイクロ組織などもあわせて比較検討し鉛の影響を調べた。

III. 実験結果

1) 低温衝撃試験

Fig. 1 に H グループ焼準材の常温 $\sim -60^{\circ}\text{C}$ までの V ノッチシャルピー衝撃試験結果を示す。

明らかに含鉛による低温衝撃特性の向上が認められる。鉛の添加によりフェライト粒は微細化し無鉛の H₁ の粒度番号 7.5 は含鉛 H₂, H₃, H₄ でそれぞれ 7.8, 8.2, 8.5 となつた。低温衝撃値の向上はこれが主因と

Table 1. Chemical analysis of specimens.

steel No.	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Sol Al	Pb	N
A ₁	0.15	0.34	0.56	0.018	0.039	0.11	0.10	0.18	0.096	—	0.010
A ₂	0.14	0.33	0.56	0.018	0.039	0.11	0.10	0.18	0.119	0.06	0.010
A ₃	0.14	0.33	0.54	0.018	0.039	0.11	0.10	0.18	0.094	0.12	0.010
A ₄	0.14	0.32	0.54	0.018	0.039	0.11	0.10	0.18	0.061	0.14	0.010
B ₀	0.09	0.40	0.57	0.017	0.038	0.11	0.10	0.18	0.005	—	0.008
B ₄	0.09	0.41	0.55	0.017	0.038	0.11	0.10	0.18	0.007	—	0.008
B ₅	0.09	0.37	0.53	0.017	0.038	0.11	0.10	0.18	0.005	0.20	0.008
H ₁	0.09	0.20	0.52	0.010	0.019	0.03	0.04	0.08	0.010	—	0.009
H ₂	0.10	0.22	0.57	0.010	0.020	0.03	0.04	0.08	0.012	0.07	0.007
H ₃	0.10	0.25	0.59	0.010	0.019	0.03	0.04	0.08	0.015	0.12	0.007
H ₄	0.09	0.26	0.58	0.010	0.017	0.03	0.04	0.08	0.015	0.14	0.007

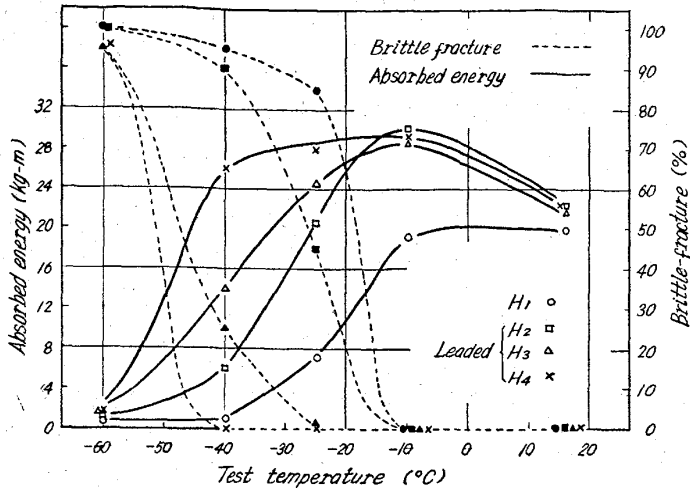


Fig. 1. V-notch Charpy transition curves of leaded and nonleaded specimens.

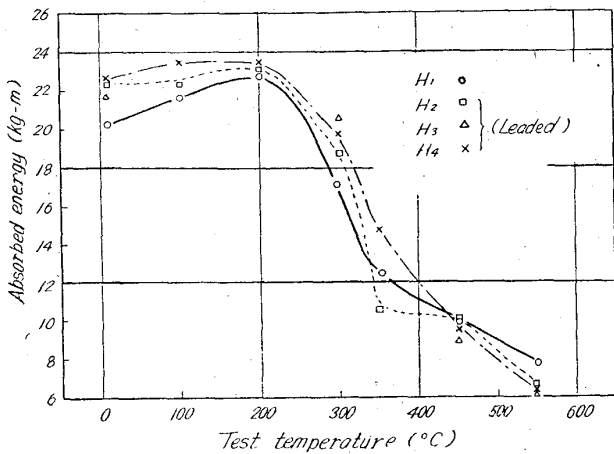


Fig. 2. Relation between V-notch Charpy impact value and test temperature of leaded and nonleaded specimens.

考えられる。

2) 昇温衝撃試験

Fig. 2 に H グループの焼準材の 4 号試験片での昇温衝撃試験結果を示す。300°C 付近までは含鉛による衝撃値の向上が少しみられるがそれ以上の温度では低下してゆく。Fig. 3 に B グループの 16mm φ 引抜材を引抜きのまま、および 900°C × 1 hr 焼準後の 4 号試験片による昇温衝撃試験結果を示す。焼準材のそれでは ~300°C までは含鉛による差はみられず、それ以上では若干含鉛により低下し 650°C では明らかな低下を示す。引抜きのままのそれは 300°C 辺りまでは含鉛の方が若干高めであるがそれ以上では差がみられず 650°C で明らかに含鉛による低下がみられる。

A グループの U ノッチでの昇温試験でも大体同様の傾向を示す。何れも冷間引抜材は 650°C では再結晶して焼準材の値と大差なくなる。

3) 歪時効後の常温衝撃試験

Fig. 4 に B グループの 20, 18, 16mm φ 引抜材を常温 ~550°C までの各温度に 30min 歪時効後の 2mm U 常温衝撃試験結果を示す。無鉛の B₀, B₄ 間にもかなり

バラツキが見られるが 20mm φ 材 (引抜率 17.5%) では 300°, 550°C 時効をのぞいて含鉛による衝撃値低下がみられる。18mm φ 材 (引抜率 33%) では 300°, 400°C で低下している。16mm φ (引抜率 47%) では含鉛、無鉛とも大差は認められない。

同じく B グループの引抜率 9, 17.5, 33, 47% 材の各温度で 30min 時効後の 2mm V 衝撃試験結果を Table 2 に示す。

含鉛による低下は 9% 引抜材では 350°C 近辺にみられ、17.5% 引抜材では 300°, 350°C 時効をのぞいて低下するが 33% 引抜材では 250°C 時効で向上しそれ以外では大差がない。47% 引抜材では何れも大差は認められず Fig. 4 の U ノッチの場合とほぼ同様の傾向を示す。

4) 昇温予歪後の常温衝撃試験

B グループ 22mm φ 圧延焼準材より採取した昇温予歪試験片に常温 ~9.5%, 150°C ~6%, 250°C ~8.5%, 300°C ~9%, 350°C ~10.5%, 400°C ~11.5%, 500°C ~12.5% の引張予歪を与え空冷後平行部から 4 号シャルピー試験片を切り出し常温衝撃試験を行なった結果を Fig. 5 に示す。~300°C までの予歪では衝撃値は大差ないが 400°, 500°C での予歪に対しては含鉛による低下が認められる。

同様な要領で各温度で ~17% の昇温予歪に行なった A グループの常温衝撃試験では、青熱域での予歪による衝撃値の低下が急激なことは B グループの場合と同様

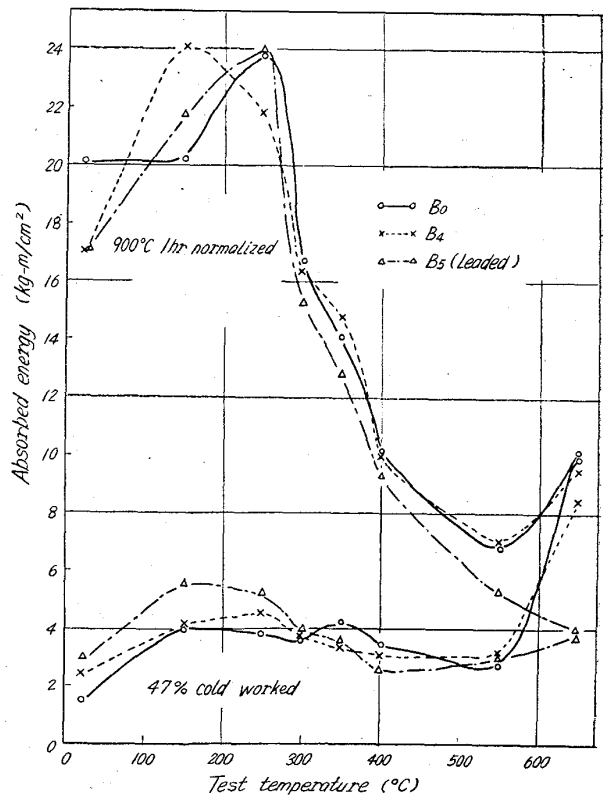


Fig. 3. Relation between V-notch Charpy impact value and test temperature of leaded and nonleaded specimens normalized or cold drawn.

Table 2. Results of Charpy impact tests after cold drawn and strain age hardened (V notch).

A	S	Charpy impact value (kg-m/cm ²)											
		B ₀				B ₄				B ₅ (Leaded)			
		9.0	17.5	33	47	9.0	17.5	33	47	9.0	17.5	33	47
Room temperature		18.6	13.3	2.5	4.4	18.1	14.8	3.0	4.9	16.9	10.4	2.7	5.5
150°C		11.3	4.0	2.6	3.8	17.7	7.8	2.6	3.4	16.3	3.3	2.8	2.5
250°C		4.7	3.8	1.7	2.2	6.0	3.7	1.7	2.8	4.3	3.3	2.9	2.2
300°C		2.4	1.5	1.4	2.1	4.1	1.8	2.1	2.3	2.2	2.0	2.3	2.1
350°C		6.3	2.5	1.6	2.3	8.9	2.7	1.8	2.4	4.0	2.6	1.5	2.3
400°C		6.8	3.5	3.7	2.3	10.6	3.8	3.9	2.3	6.6	2.8	3.7	2.2

S: Steel No., % C: Cold work, A: Age. temperature

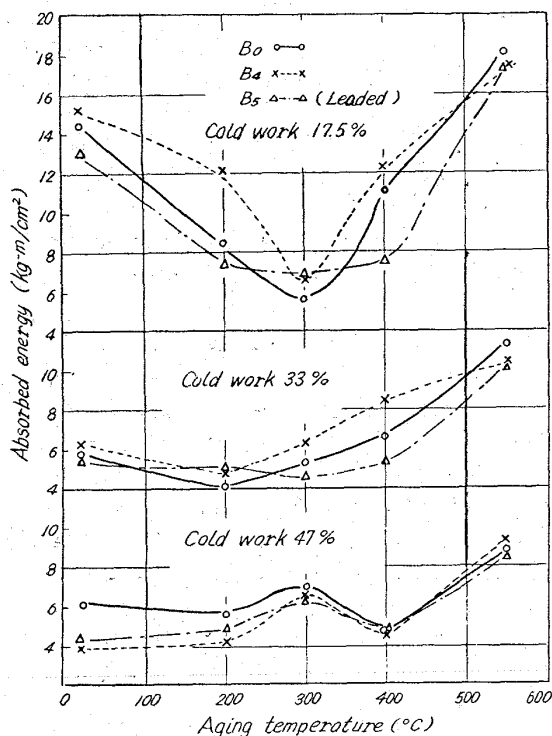


Fig. 4. U-notch Charpy impact value of leaded and nonleaded specimens after cold drawn and strain aged.

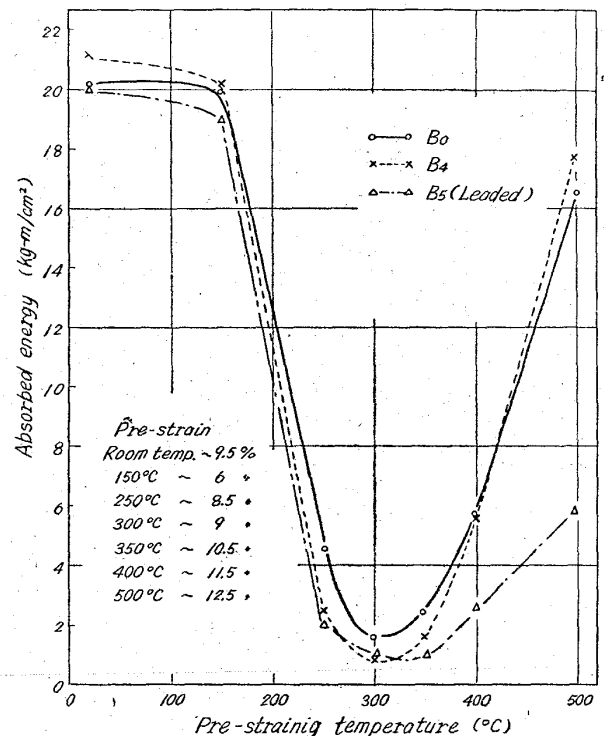


Fig. 5. Relation between V-notch Charpy impact value and pre-strained temperature of leaded and nonleaded specimens.

であるが無鉛の A₁ が 250°, 300°C をのぞいて低く観察された。

IV. 考 察

WEAVER¹⁾ の中炭素鋼の衝撃特性に関する実験では明らかに含鉛によりフェライト粒は微細化し衝撃特性の向上を認めている。SIMON らの 4140 鋼での報告²⁾, NEAD らの報告⁶⁾ では含鉛により極くわずかに低下するかあるいは大差がないとしている。SWINDEN の Mn-Mo 鋼の報告⁷⁾ では昇温衝撃値の含鉛による低下を認めている。本報で低温衝撃特性の含鉛による向上が H グループにみられたのはフェライト粒微細化が主因である。これに反し A, B グループとも、含鉛による細粒化はあまり認められなかつた。H グループは A, B グループに比し原材料の不純分少なく溶解も中性雰囲気で行なわれ、鉛の添加も好条件で鉛の分散が均一であり、粒度調整が極めて効

果的であつたと考えられる。

昇温衝撃試験でも H グループは ~300°C までは向上がみられるのも上記理由であろう。しかし何れの場合も 300°C 以上で含鉛による低下が認められるのはミクロ応力集中源としての分散鉛の溶融による界面効果と内部循環効果が考えられる。歪時効後の衝撃試験では引抜材の加工率により内外硬度分布が異なり含鉛、無鉛による残留応力分布、内外の歪時効脆化の差などが複雑に影響し、試片表面の時効硬度は含鉛の方が低いにもかかわらず低加工度材に衝撃値低下がみられる。

昇温歪時効後の衝撃試験では A グループは含鉛による衝撃値の向上も認められるが、B グループでは一般に低下している。予歪の程度その他の予歪条件、応力時効現象を総合して、衝撃特性は前報⁹⁾ における引張伸び特性とは若干様相を異にする結果を得た。

文 献

- 1) A. P. WEAVER: Trans. Amer. Soc. Metals, 49 (1957), p. 497
- 2) W. SIMON: Trans. Soc. Auto. Eng., 69 (1961), p. 69
- 3) 荒木, 小柳, 大橋: 鉄と鋼, 43 (1957) 3, p. 400
- 4) 小柳, 荒木, 大島: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1487
- 5) 小柳, 荒木, 松隈: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1481
- 6) J. H. NEAD, et al.: Metal & Alloys, 10 (1939), p. 109
- 7) T. SWINDEN: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), (1943) 11, p. 441

(146) 合金肌焼鋼および同含鉛鋼の転動疲労特性について

金属材料技術研究所	工博○荒木	透
本田技術研究所	大沢	恂
山陽特殊製鋼	鳥谷	徹
遠藤鉄工所	大橋	久道
金属材料技術研究所	平井	春彦

On the Rolling Fatigue Characteristics of Case Hardened Alloy Steels with and without Lead Addition.

Dr. Tōru ARAKI, Makoto OSAWA,
Toru KARASUDANI, Hisamichi OHASHI
and Haruhiko HIRAI.

I. 緒 言

最近, 主として自動車工業の合理化にともない部品の切削工程における生産能率が重視される. そこで被削性のよい合金肌焼鋼の使用に関心が持たれ, 快削鋼種の使用度が高まり生産数万トンの需要が見られる現状にある. これらの鋼の疲労特性, とくに繰返し曲げ応力による疲労などについて従来から研究¹⁾が多く行なわれているが, 接触応力による転動疲労についての精しい研究報告²⁾が少ない.

本報ではギヤー, ピン, シャフト材にもつとも普遍的に用いられている SCM22, SCr22 系の浸炭熱処理材について, 接触繰返し応力による転動疲労特性を早期寿命, スラスト型寿命試験機を用いて研究調査し, 鋼中に分散する鉛の影響, サブゼロなどの熱処理条件, 合金元素, 浸炭条件などの効果について検討を行なった. スラスト型寿命試験では, SCM22 および 22F (含鉛材) を小型鋼塊および実用中型鋼塊から製造した試料について相互比較を行なった.

II. 供試材および実験方法

供試材の化学成分, 加工浸炭, 熱処理条件などを Table 1 に示す.

B グループにはアーク炉で溶製した 400 kg 鋼塊を鍛造比 19~20 以上に加工したものを使用している.

A, C グループは高周波炉で溶製を行なっているが C

グループは鉛含有量を同一チャージで変化させるため 20 kg の小型鋼塊を使用しており鍛伸比約 2 程度および据込みを行なつたものである.

これらの試料はいずれも機械加工後, 930°C の一定温度でガス浸炭を行なつており浸炭完了後油焼入れ, ないしマルクエンチを行ない 150°C 前後で焼戻しを行なつた.

B グループについてはいずれもサブゼロ処理を行なつた試料をも用意し (-70°C, 1 時間保持) 後の実験で焼戻し材との比較に供した (B-10, B-20, B-30, B-40).

A グループの試片は丸棒状 (5φ×30) ニードルローラーの接触応力を変えて早期転動寿命試験法³⁾により試験した. なお応力繰返し速度は油潤滑下で 31,000 cycle/min である.

B, C グループにはスラスト型転動寿命試験機⁴⁾で試験した (接触応力は 450 kg/mm² に一定). 試験片は円板状 (55φ×5) としケース下部にとりつけ, この上を転動するスラストベアリングボールと接触する. 繰返し数は試験機上部の回転計で測定し, フレーキングの発生は荷重をかけるカンティレバー上に振動ピックアップをとりつけ電氣的に検出する. 両者の潤滑剤にはいずれも 60 番スピンドル油を使用し, 応力繰返しは 900 cycle/min である.

III. 実験結果

(1) 早期寿命試験

SCM22 材の転動寿命は鋼中に分散する鉛粒によつてかなり低下することが繰返し速度の早い本実験法によつてすでに確かめられている²⁾.

本報では試験材の Hertz 接触応力を 223, 300, 369 kg/mm² に変化させた場合のフレーキング発生までの繰返し数測定を行なつた. 従来の試験結果より転がり疲労試験のパラッキはほぼ対数正規分布をなすことが知られているので, 上記結果を対数確率紙にプロットすると Fig. 1 のようになった. これによると荷重が増加するに

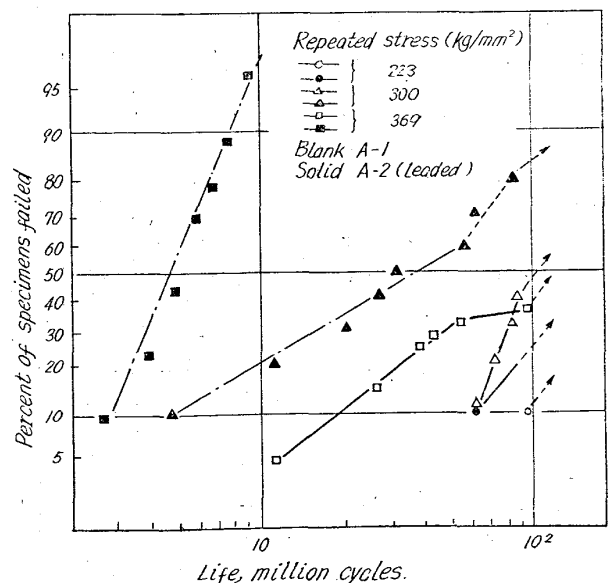


Fig. 1. Rolling fatigue of specimen made of H. F-melted A group steel.