

669.14.01829:669.15-194:62191.011
669.24:669.26

試料と異なり、著しく強度を増加した。この点をより明確にするため、種々の状態の Nb を含む試料と含まない試料について、焼もどし温度を変えて硬度を測定した。試料は 150kg 鋼塊を 25mm 厚板に圧延したもので分析値は Table 1 の No.2, 3 に示した。焼もどし時間は 1 hr である。

実験結果を Fig. 3 に示したが、圧延材を焼もどすと Nb を含む試料は 500°C 付近より著しく硬化した。しかし 950°C で焼ならしまたは焼入れたものは、焼もどし軟化抵抗がみられるのみであった。

最近 MORRISON¹⁾らは軟鋼と低 Mn 鋼について Nb の影響を調べ、1200°C から冷却した場合、冷却速度が早いと Nb が固溶のまま残り、焼もどしに際し coherent な析出物を生じ硬化すると述べている。著者らの実験で Nb を含む鋼を 20~28mm 厚に圧延後焼もどすと硬化したのは、この程度の板厚の冷却速度では、1250°C で加熱中に固溶した Nb が圧延後なおある程度飽和に固溶していて、焼もどしにより Nb 化合物が析出したと考えられる。

また MORRISON は冷却に際しフェライト中に生じた coherent な析出物は、変態点を通過すると凝集して強度に対して効果的でなくなると述べている。著者らの実験で焼ならしまたは焼入れた試料が焼もどし硬化を生じなかつたのは、圧延材に過飽和に固溶していた Nb が再加熱中に析出凝集し、950°C に保持しても再固溶が進行しなかつたためと考えられる。

オーステナイト化温度を 1250°C に高めてから空冷または焼入れた試料の焼もどし曲線を見ると、圧延材と同じように著しい焼もどし硬化が生じており、このことから、この現象がオーステナイト化温度の相違による Nb の固溶の差に原因すると考えられる。

IV. 結 言

以上の結果を総括すると次の通りである。

1. 初析フェライト、中間段階組織などが混在する焼ならし鋼の場合、各合金元素は主として組織と結晶粒度を変えることによつて強度と衝撃値に影響を与えた。
2. 特に Nb は中間段階組織を増加し、結晶粒を微細にし、強度と衝撃値をともに改善した。また適量の初析フェライトを存在させることによつて、焼ならし状態で強度と衝撃値がともに良好な鋼を得ることができた。
3. Nb を 0.15% 添加した中間段階組織を多く含む鋼は、圧延、焼ならしまたは焼入れたのち焼もどすと、耐力、衝撃値が改善され、特に圧延材は強度に、焼ならし材は衝撃値について著しかった。
4. Nb を含む鋼を圧延後焼もどすと、焼もどし硬化を生じた。しかし焼ならしまたは焼入れた後焼もどした場合は軟化抵抗を示すのみであり、これは再加熱時に Nb 化合物が析出凝集し、再固溶が進行しないためであると考えられる。

なお本鋼種の溶接性試験結果は、市販の優秀な調質型 70kg 高張力鋼よりもやや悪く、80kg 高張力鋼より良好であった。

文 献

- 1) W. B. MORRISON: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963) 4, p. 317~325

(166) 少量の Ni, Cr を含む構造用低炭素鋼の被削性について

金属材料技術研究所

No. 64328

工博○荒木 透・谷地 重男

On the Machinability of Low Carbon Construction Steels Containing a Small Quantity of Nickel and Chromium.

Dr. Tōru ARAKI and Shigeo YACHI.

I. 緒 言

言 992019~2022

最近のように一貫した生産工程のもとに使用される機械部品用鋼材には高い寸法精度はもちろん切削抵抗、切屑の処理性、工具再研削時間などについて直接製品のコストダウンをねらった性能が要求されている¹⁾。特にここ数年來鉄鋼メーカー、ユーザーの間には、いわゆる被削性についての数々の問題が提供されているからである。

本報では鋼の被削性に対する微量元素の影響についての研究の一環として、まず工業的規模による大型鋼塊からの成品についてその被削性に関する実験を行なつた。すなわち低炭素鋼中に微量不純物として 1% 以内の Ni, Cr を複合して含有したのものについて旋削抵抗、工具寿命、被穿孔性などの切削特性の挙動について検討したのでその結果を報告する。

II. 供試材と実験方法

供試材は鉄鋼協会ラテライト研究部会鋼質分科会²⁾によつて 20t 塩基性平炉で溶製された大型鋼塊より 65mm 粗角に圧延されたもの、および比較材として市販の S-C 材を用いた。分析結果は Table 1 に示したごとくで、L₁ の Al, L₂ の C, Mn, O が高めであることと P, S の全体的バラツキが目される。供試材は 1200~850°C で 60mm φ に鍛造空冷したものを熱処理として 900°C, 30min 保温後空冷焼ならしを被削材とした。

被削材の結晶粒度および清浄度は S-C 材を除いてオーステナイト結晶粒では L₂ が最も粗粒で結晶粒度 3, L₃, L₄ は 5, 他は 7 前後であった。なおフェライト結晶粒度もこの傾向にあり清浄度は B 系が L₂ で 0.3%, L₃ は 0.1%, 他は 0.05% 位で特に表面近くに分散して見られた。

穿孔試験装置は工具フライス盤のバーチカル装置を改良して用い、穿孔荷重は自由落下法とした³⁾。ドリルは 10mm φ の JIS 標準ドリル、刃先角 120°, 逃げ角 15°, 材質 SKH9 を用い、穿孔深さ 10mm に要する時間(秒数)をストップウォッチで測定し 5 点平均の時間の逆数をもつて被穿孔性 (drillability) の指数とした。この試験に先立ち適当な回転数と荷重を求めため予備実験を行ない 800 rpm, 75kg が得られた。

旋削試験は 14P 無段変速機、定切削速度装置などを備えた切削分力計付 LS 型実用高速旋盤を用い穿孔試験材と同一熱処理を行なつた試料について黒皮を 2.5mm 削り 55mm φ × 800mm として切削抵抗の測定および工具寿命について試験を行なつた。旋削抵抗はバイトの刃先にかかる切削力をロードセル内ストレインゲージによつて検出し、工具寿命は横逃げ角に生ずるフランク摩耗

Table 1. Chemical composition of steels.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	N	O
L ₁	0.13	0.24	0.53	0.020	0.023	0.08	0.03	0.04	0.028	0.006	0.002
L ₂	0.17	0.24	0.62	0.014	0.022	0.08	0.53	0.39	0.006	0.006	0.010
L ₃	0.13	0.28	0.56	0.020	0.022	0.08	0.50	0.56	0.007	0.005	0.005
L ₄	0.12	0.23	0.50	0.013	0.021	0.09	0.48	0.64	0.007	0.004	0.003
L ₅	0.13	0.24	0.55	0.014	0.022	0.08	0.48	0.89	0.017	0.003	0.003
L ₆	0.11	0.24	0.45	0.010	0.021	0.07	1.02	0.24	0.013	0.005	0.002
L ₇	0.13	0.29	0.56	0.007	0.021	0.08	1.00	0.68	0.016	0.004	0.003
S10C	0.12	0.12	0.49	0.025	0.016	0.07	0.03	0.03	0.014	—	—
S30C	0.29	0.24	0.64	0.020	0.016	0.11	0.05	0.08	0.050	—	—

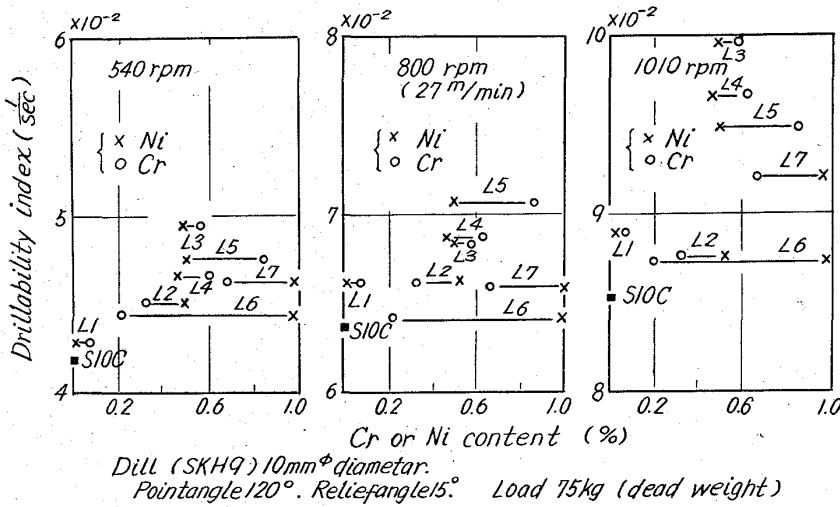


Fig. 1. Drillability results of steels contained Ni and Cr.

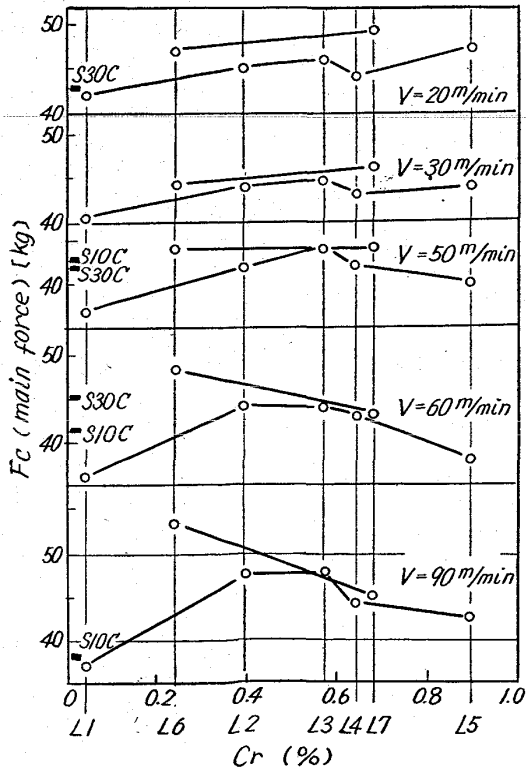


Fig. 2. Main cutting force in relation to contents of Cr in steels.

巾 (V_B) が 0.25mm に達する時を選んだ。 V_B は携帯顕微鏡で摩耗の進行状態を測定しながら異常摩耗による測定誤差を防止した。 なお予備実験により旋削速度 (V) 60~80m/min, 切り込み深さ (d) 1mm, 送り (f) 0.2 mm/rev, 横すくい角 10° を基準としてバイト形状も切削力の解析しやすい形状とした。

III. 実験結果

穿孔試験では回転数による落下穿孔送りの変化が考えられるので 540rpm, 1010rpm についても実験を行なった。 Fig. 1 のように Ni, Cr 量に対する被穿孔指数を求めた結果では S10C, L₆, L₇, L₂, L₁ の順に被穿孔性の劣下がみられる。

つぎに旋削試験における旋削抵抗は構成刃先の影響を考え Fig. 2 のように 20m/min~90m/min の範囲で旋削速度を変え各速度における主分力 (F_c) と Cr 量と

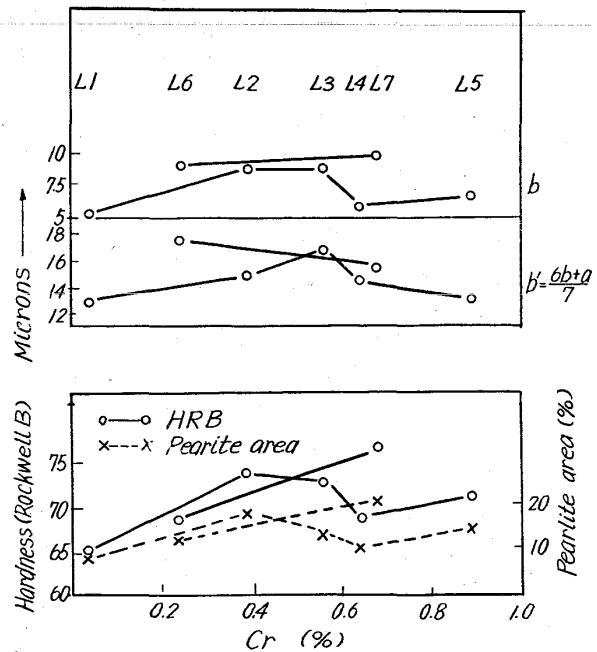


Fig. 3. Relation between hardness, structure (width of pearlite island) and contents of Cr in steels.

の関係をみた。さらに Fig. 3 に供試材の金属組織における島状パーライト巾 (b) と Cr 量についての関係を示し、またパーライト量と硬さを Cr 量にしたがって示した。Fig. 3 の b 量はほとんど Fig. 2 の旋削速度 30m/min の旋削抵抗主分力と同様の傾向を示す。さらに

$$b' = (6b+a)/7$$

ただし b' は b を a (隣接する島状パーライト中心間距離) によつて修正した値を示すとすると図の b' の曲線に見るよう

に旋削速度 50m/min 辺の切削抵抗に近似した関係を示す。しかし 60m/min 以上では a 量 b 量と Fc には簡単な関係は見出しがたいが Ni を 1% 含有した場合の傾向にはむしろ a との相関があるように見える。一般的には高旋削速度域で L1, S10C, L5, L4, L7 の主分力の減少が見られたが Ni, Cr 量の影響ははつきりしなかつた。

工具寿命に関する試験は各試料について長手切削により旋削速度 90m/min, 60m/min, 40m/min の順に旋削しフランク摩耗を測定した結果である。Fig. 4 はそれを両対数目盛紙上に直線として示したものである。すなわち縦軸に旋削速度 (V), 横軸に寿命時間 (T) をとり寿命方程式 $VT^n = C$ によつて整理すると次の値が得られた。ただし C は寿命 10min の場合の旋削速度に相当する数値で n は V-T 直線の傾斜を表わす数値である。

	L1	L2	L3	L4	L5	L6	L7	S10C	S30C
n	0.46	0.26	0.33	0.54	0.53	0.44	0.54	0.31	0.30
C	120	65	80	130	135	87	110	52	68

n の値が通常の S10C, S30C に比して Cr 量の添加の多いものが極めて高い傾向がみられる理由については明らかでないが、Cr の影響は高速側でやや寿命に有利な結果を与えるようである。

試みに切屑の厚さの測定値から次の幾何学的に求めた式によつて切屑せん断角を求めて Fig. 5 にパーライト量と切屑せん断角 (θ) の関係を示した。θ は次式により算出する。

$$\tan \theta = S/S' \cos \alpha / 1 - S/S' \sin \alpha$$

ただし S: 送り (mm/rev), S': 切屑厚さ, α: 横すくい角である。

しかし最近では P. L. B. OXLEY⁵⁾ らによつて低切削

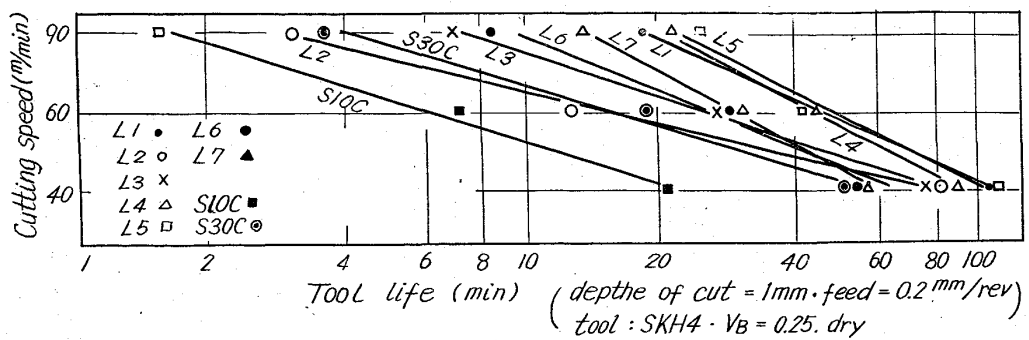


Fig. 4. Tool life curves for various cutting speeds.

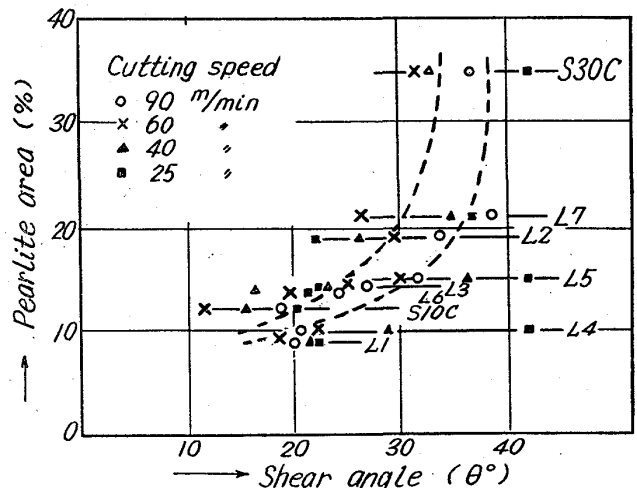


Fig. 5. Relation between structure (pearlite area) of steels and shear angle of cutting.

速度域においては剪断面は存在しないと説明されている。Fig.5 は切り込み 2mm, 送り 0.2mm/rev, 超硬バイトによるもので旋削速度 60m/min 程度では θ の一般的減少が見られ、しかもパーライト量 20% までは高旋削速度域で θ の直線的上昇傾向を示した。

IV. 総括ならびに考察

焼ならし状態での低炭素鋼においては穿孔試験 (周速度約 30m/min) および旋削試験 60m/min~80m/min における結果によると 1% 以内の Cr 量の増加は穿孔時間と旋削抵抗を減少させ工具寿命を増大させる傾向にあることが認められた。しかし Ni 1% を含む試料は被穿孔指数、旋削抵抗主分力、工具寿命、ともに悪くベース材 (L1) に比べても劣下が見られるが同一 Ni 含有の L6, L7 を比較すると Cr 量を増すことによりかなり改

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.64329

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¹⁾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 WEAVER²⁾は中炭素鋼に鉛を添加すればオーステナイト (γ), フェライト (α) 粒度とも微細化することを認め、浅田ら³⁾は SCr4 に鉛を加えると昇温による γ 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 γ , α 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 4t, 1.5t 鋼塊, H グループは 30 KVA 高周波炉で中性雰囲気溶製の 7kg 鋼塊, A グループは 150kg 高周波炉溶製の 30kg 鋼塊, B グループは同じ炉の 50kg 鋼塊, C グループは 1t 高周波炉溶製の 200kg 鋼塊, これら鋼塊をそれぞれ鍛造, 圧延してえられた 20~22mm ϕ 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 16mm ϕ × 16mm 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 16mm ϕ × 16mm 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 16mm ϕ × 20mm 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 5min ~ 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 5min ~ 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 16mm ϕ × 100mm 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 6mm ϕ × 30mm 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 16mm ϕ 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 40kg/mm², 400°C では 35kg/mm² の応力をかけながら時効した。500°C では 25kg/mm², 600°C では 15kg/mm² 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 18~20mm ϕ 焼準材より長さ 20mm 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 γ 粒度, コア部の α 粒度を測定比較し別に 900°C 1 hr 焼準時の α 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 α 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